

# **Gefüge und mechanische Eigenschaften verzweigter Blechstrukturen**

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt



zur Erlangung des akademischen Grades eines

**Doktor-Ingenieurs**  
(Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation  
vorgelegt von

**Dipl.-Ing. Tilman Bohn**  
aus Münsingen

Hauptberichterstatter:  
Nebenberichterstatter:

Prof. Dr.-Ing. C. Müller  
Prof. Dr.-Ing. J. Rödel

Tag der Einreichung:  
Tag der mündlichen Prüfung:

28. September 2009  
18. Dezember 2009

Darmstadt, 2010

**D17**



# Inhaltsverzeichnis

|          |   |           |
|----------|---|-----------|
| <b>1</b> | <b>Einleitung.....</b>  | <b>1</b>  |
| <b>2</b> | <b>Literaturübersicht .....</b>                                     | <b>2</b>  |
| 2.1      | Feinkornhärtung .....   | 2         |
| 2.2      | Ultrafeinkörnige Gefüge durch Severe Plastic Deformation (SPD)..... | 7         |
| 2.2.1    | Equal-Channel Angular Pressing (ECAP).....                          | 10        |
| 2.2.2    | High Pressure Torsion (HPT) .....                                   | 16        |
| 2.2.3    | Accumulative Roll Bonding (ARB) .....                               | 19        |
| 2.3      | UFG Gefüge.....   | 22        |
| 2.3.1    | Gefügefeynung durch severe plastic deformation.....                 | 23        |
| 2.3.2    | Eigenschaften von UFG-strukturierten Werkstoffen.....               | 25        |
| 2.3.3    | Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch UFG Gefüge....     | 25        |
| 2.3.4    | Industrielle Anwendungen von UFG-strukturierten Werkstoffen.....    | 32        |
| 2.4      | Spaltprofilieren .....  | 33        |
| 2.4.1    | Verzweigte Strukturen .....   | 33        |
| 2.4.2    | Grundlagen des Spaltprofilierens .....                              | 35        |
| 2.4.3    | Eigenschaften von Spaltprofilen .....                               | 40        |
| 2.5      | Fragestellung der Arbeit .....                                      | 42        |
| <b>3</b> | <b>Versuchsdurchführung .....</b>                                   | <b>43</b> |
| 3.1      | Werkstoffe .....  | 43        |
| 3.1.1    | ZStE 500 .....  | 43        |
| 3.1.2    | RAWAEL® 80s.....  | 44        |
| 3.1.3    | DD11.....   | 44        |
| 3.2      | Spaltprofilieren .....  | 45        |
| 3.3      | Gefügecharakterisierung .....                                       | 47        |
| 3.3.1    | Probenpräparation.....  | 47        |
| 3.3.2    | Mikroskopie .....   | 48        |
| 3.3.3    | Gefügeanalyse .....   | 50        |
| 3.4      | Mechanische Werkstoffcharakterisierung .....                        | 51        |
| 3.4.1    | Härtemessungen .....  | 51        |
| 3.4.2    | Zugversuche .....   | 52        |

|          |  |           |
|----------|--|-----------|
| <b>4</b> | <b>Ergebnisse</b>  | <b>54</b> |
| 4.1      | Ausgangsmaterial   | 54        |
| 4.1.1    | ZStE 500   | 54        |
| 4.1.2    | RAWAEL® 80s  | 55        |
| 4.1.3    | DD11 (StW22)   | 56        |
| 4.2      | Geometrie der Spaltprofile   | 58        |
| 4.2.1    | ZStE 500   | 58        |
| 4.2.2    | RAWAEL® 80s  | 60        |
| 4.2.3    | DD11   | 60        |
| 4.3      | Gefüge in Spaltprofilen  | 61        |
| 4.3.1    | ZStE 500   | 62        |
| 4.3.2    | RAWAEL® 80s  | 73        |
| 4.3.3    | DD11   | 74        |
| 4.4      | Mechanische Eigenschaften  | 75        |
| 4.4.1    | Härte ZStE 500   | 77        |
| 4.4.2    | Härte RAWAEL® 80s  | 80        |
| 4.4.3    | Härte DD11   | 82        |
| 4.4.4    | Zugversuche ZStE 500   | 86        |
| <b>5</b> | <b>Diskussion</b>  | <b>93</b> |
| 5.1      | Vorgänge in der Prozesszone  | 93        |
| 5.1.1    | Formfüllung des Werkzeugs und Ausbildung der Prozesszone                                 | 93        |
| 5.1.2    | Stationärer Zustand in der Prozesszone   | 94        |
| 5.1.3    | Gefügeentwicklung in der Prozesszone   | 97        |
| 5.1.4    | Vergleich mit etablierten SPD-Methoden   | 99        |
| 5.1.5    | Werkstoffanforderungen für das Spaltprofilieren  | 101       |
| 5.1.6    | Erhöhung der hydrostatischen Druckspannungen in der Prozesszone durch Spaltwalzenversatz | 101       |
| 5.1.7    | Größe der Prozesszone  | 102       |
| 5.1.8    | Dehnungen im Spaltprofil   | 103       |
| 5.2      | Charakteristische Gefüge und Eigenschaften von Spaltprofilen                             | 104       |
| 5.2.1    | Eigenschaften der Flansche   | 107       |



|          |                                   |            |
|----------|-----------------------------------|------------|
| <b>6</b> | <b>Zusammenfassung .....</b>      | <b>111</b> |
| <b>7</b> | <b>Ausblick .....</b>             | <b>114</b> |
| <b>8</b> | <b>Literaturverzeichnis .....</b> | <b>116</b> |

# 1 Einleitung

Diese Arbeit ist im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 666 „Integrale Blechbauweisen höherer Verzweigungsordnung – Entwicklung, Fertigung, Bewertung“ im Teilprojekt C1 „Gefüge und mechanische Eigenschaften verzweigter Blechstrukturen“ entstanden. Ziel des Sonderforschungsbereiches 666 ist die optimierte Herstellung verzweigter Strukturen in integraler Blechbauweise. Hierfür findet insbesondere das innovative Verfahren des Spaltprofilierens Anwendung.

Über Spaltprofilieren erzeugte Werkstücke sind durch große, inhomogen verteilte Umformgrade gekennzeichnet. Die bei den komplexen Umformvorgängen auftretenden Änderungen der Mikrostruktur sowie die hieraus resultierenden mechanischen Eigenschaften spaltprofilierter Bauteile sind bisher weitgehend unbekannt. Ziel dieser Arbeit ist die Ableitung eines geschlossenen Bildes des Umformprozesses aus materialwissenschaftlicher Sicht. Dies beinhaltet, die während der Umformung auftretenden Gefügeveränderungen zu charakterisieren und eine Korrelation mit mechanischen Eigenschaften herzustellen. Des Weiteren gilt es, die Dehnungen und den Dehnungsverlauf während des Spaltprofilierens zu untersuchen. Dadurch wird ein Vergleich des Spaltprofilierens mit Methoden der Severe Plastic Deformation, wie Equal-Channel Angular Pressing (ECAP), High Pressure Torsion (HPT) oder Accumulative Roll Bonding (ARB) ermöglicht.

## 2 Literaturübersicht

Bei statischer mechanischer Beanspruchung ist bei einem Großteil der Fälle eine hohe Festigkeit und Steifigkeit im gefertigten Bauteil wünschenswert. Um dies zu erreichen, stehen neben konstruktiven Möglichkeiten verschiedene Verfestigungsmechanismen metallischer Werkstoffe zur Verfügung. Der Nachteil der meisten festigkeitssteigernden Mechanismen liegt in der gleichzeitigen Verringerung der Duktilität (Verformungsverfestigung, Mischkristallverfestigung, Ausscheidungshärtung, Dispersionshärtung) und der daraus resultierenden geringen Zähigkeit. Bei der Feinkornhärtung besteht dieser Zusammenhang zwischen abnehmender Duktilität bei zunehmender Festigkeit nicht. Dieser Mechanismus steigert vorteilhafterweise neben der Festigkeit auch die Zähigkeit [Cahn1996].

### 2.1 Feinkornhärtung

Bei äußerer Belastung an einem polykristallinen Körper tritt in Gleitsystemen mit hohem Schmid-Faktor zuerst Versetzungsbewegung ein, nicht jedoch in den Nachbarkörnern. Da Korngrenzen für Versetzungen ein unüberwindbares Hindernis darstellen, stauen sich die generierten Versetzungen an der Korngrenze auf. Die Anzahl aufgestauter Versetzungen ist proportional zur Aufstaulänge  $d$  (freie Gleitlänge, proportional zur Korngröße) und der wirkamen Schubspannung  $\tau$ , Gleichung 2.1:

$$N \sim d \cdot \tau \quad (2.1)$$

In kleineren Körnern können sich folglich auf Grund der kürzeren freien Gleitlänge weniger Versetzungen aufstauen. Die an der Korngrenze auftretende Spannungsspitze  $\tau^*$  entspricht dem Produkt aus der Zahl der aufgestauten Versetzungen und der in der Gleitebene vorliegenden wirksamen Schubspannung  $\tau$ , Gleichung 2.2:

$$\tau^* = N \cdot \tau \cdot d \cdot \tau^2 \quad (2.2)$$

Die an der Korngrenze auftretende Spannungsspitze ist somit proportional zur Korngröße [Terlinde1978]. Diese elastischen Spannungen wirken auch in den Nachbarkörnern und tragen einen Teil der auftretenden Schubspannungen. Kleinere Körner erzeugen kleinere Spannungsspitzen an der Korngrenze. Folglich ist in feinkörnigen Gefügen eine größere von außen anliegende Spannung notwendig, um Versetzungen im angrenzenden Korn zu generieren. Definiert man die Streckgrenze als Spannung, bei der Versetzungsinduktion in das Nachbarkorn erfolgt, so steigt die Streckgrenze mit abnehmender Korngröße an.

Die Zunahme der Festigkeit durch Feinkornhärtung lässt sich mithilfe der Hall-Petch-Beziehung abschätzen, Gleichung 2.3 [Hall1951, Petch1953]:

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{k'}{\sqrt{d}} \quad (2.3)$$

mit der Fließgrenze des sehr grobkörnigen, untexturierten Werkstoffs  $\sigma_0$ , der werkstoffabhängigen Hall-Petch-Konstante  $k'$  und der Korngröße  $d$ . Die Fließspannung  $\sigma$  bei einer Dehnung  $\varepsilon$  kann durch folgende Gleichung 2.4 bestimmt werden [Armstrong1962]:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \frac{k'(\varepsilon)}{\sqrt{d}}. \quad (2.4)$$

Unter Berücksichtigung von plastischer Deformation und damit nicht mehr vernachlässigbarer Versetzungsdichte bzw. gebildeten Kleinwinkelkorngrenzen

(KWKG) ergibt sich nach Hansen [Hansen2004] ein neuer Term, Gleichung 2.5:

$$\sigma = \sigma_0 + M\alpha G\sqrt{1,5bS_V\theta_{KWKG}(1-f)} + k'\sqrt{\frac{S_V}{2}f} \quad (2.5)$$

mit dem Taylor-Faktor  $M$ , dem Zahlenwert  $\alpha$  und dem Schubmodul  $G$ .  $S_V$  ist hierbei die Korngrenzfläche pro Volumeneinheit (Korngrenzendichte),  $\theta_{KWKG}$  der mittlere Verkipfungswinkel verformungsinduzierter Kleinwinkelkorgrenzen (KWKG),  $b$  der Burgersvektor und  $f$  der Anteil der Großwinkelkorgrenzen (GWKG) bezogen auf die Gesamtkorngrenzfläche.

Experimentelle Untersuchungen zeigen, dass sich auch für hochverformte Metalle [Bowen2004] eine gute Übereinstimmung mit der klassischen Hall-Petch-Beziehung ergibt, Gleichung 2.3, allerdings mit deutlich höheren Werten für die Hall-Petch-Konstante  $k$ , verglichen mit  $k'$ , und in vielen Fällen auch negativen Werten für  $\sigma_0$ . Die hohen Werte für  $k$  können abgeleitet werden, wenn man  $S_V$  mit  $2/d$  gleichsetzt, wobei  $d$  hier dem mittleren Korngrenzenabstand (GWKG und KWKG) entspricht. Es ergibt sich

$$\sigma = \sigma_0 + (M\alpha G\sqrt{3b\theta_{KWKG}(1-f)} + k'\sqrt{f})d^{-\frac{1}{2}} = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}. \quad (2.6)$$

In sehr kleinen Körnern können keine Versetzungen mehr aufgestaut werden, die Spannungen in die Nachbarkörner induzieren. Somit muss die gesamte Schubspannung für Versetzungsbewegung von außen aufgebracht werden. Die hierfür typische Korngröße liegt für die meisten Metalle bei 10 – 20 nm [Nieh1991, Volpp1997, VanSwygenhoven1999, Conrad2000]. Es wird jedoch beobachtet, dass sich bei Korngrößen, die einen kritischen Grenzwert unterschreiten, der Wert der Hall-Petch-Konstanten verringert oder einen negativen Wert annimmt. Dieses Verhalten wird als inverse Hall-Petch-Beziehung bezeichnet [Carlton2007].

Giga et al. untersuchten verschiedene elektrolytisch abgeschiedene Ni-W Legierungen mit Korngrößen zwischen 2 und 20 nm. Hierbei ging eine Verringerung der Korngröße mit einer Zunahme des Wolfram-Anteils einher. Die Korngröße wurde sowohl röntgenografisch als auch im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) bestimmt. Beide Messungen lieferten übereinstimmende Ergebnisse: sowohl Zugfestigkeit als auch Härte zeigten bei einer Korngröße von 8 nm ein Maximum, bei kleineren Korngrößen fielen Festigkeit und Härte wieder ab [Giga2006].

Schuh et al. charakterisierten elektrolytisch abgeschiedenes Ni mit Korngrößen  $\geq 12$  nm. Die Korngrößen wurden röntgendiffraktometrisch unter Zuhilfenahme der Scherrer-Gleichung bestimmt. Bis zu einer Korngröße von  $\sim 14$  nm konnte ein gültiger Zusammenhang der Hall-Petch-Beziehung zwischen Festigkeit bzw. Härte und der Korngröße mittels Nanoindentierung nachgewiesen werden. Bei weiter abnehmender Korngröße geht die Härte wieder zurück [Schuh2002].

Auch durch Gasphasenabscheidung lassen sich nanokristalline Metalle herstellen. So untersuchten Sanders et al. Cu- und Pd-Proben, die mittels Gasphasenabscheidung in Inertgas (He) und anschließender Kompaktierung hergestellt wurden. Die in den Proben eingestellten Korngrößen waren homogen und lagen jeweils bei 10 – 110 nm. Für Cu tritt bei Korngrößen  $< 16$  nm ein Abfall der Härte auf, ein Rückgang der Streckgrenze wird bereits bei größeren Körnern beobachtet (ca. 25 nm). Der Rückgang der Festigkeit bei relativ großen Körnern wird durch in der Probe vorhandene Poren begründet. Bis zu einer Korngröße von 110 nm stimmt die Vorhersage der Hall-Petch-Beziehung mit den experimentellen Ergebnissen sehr gut überein [Sanders1997].

Es gibt verschiedene Modelle zur Begründung der inversen Hall-Petch-Beziehung. Carlton et al. verwenden für die inverse Hall-Petch-Beziehung ein Modell, welches von einer statistischen Absorption der Versetzungen durch

Korngrenzen ausgeht. Dadurch erweitert sich die klassische Hall-Petch-Gleichung zu:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \left( \frac{1-P_{dis}}{d} \right)^{\frac{1}{2}}. \quad (2.7)$$

Hierbei ist  $P_{dis}$  die Wahrscheinlichkeit der Absorption einer Versetzung durch eine Korngrenze. Diese resultiert aus der Absorptionswahrscheinlichkeit eines Atoms auf der Versetzungslinie und der Gesamtlänge der Versetzung. Die Versetzungslänge ist proportional zur Korngröße  $d$ . Je größer die Körner, desto länger ist eine Versetzung und desto mehr Atome müssen absorbiert werden. Folglich sinkt die Wahrscheinlichkeit, dass die gesamte Versetzung absorbiert wird [Carlton2007].

Nach Schuh et al. ist das Verformungsverhalten bei sehr kleinen Körnern nicht mehr versetzungsdominiert, folglich ergibt sich mit abnehmender Korngröße kein Versetzungsaufstau und keine Festigkeitssteigerung. Außerdem nimmt der Volumenanteil der Korngrenze signifikant zu, als Verformungsmechanismen dominieren Korngrenzgleiten und Coble-Kriechen [Schuh2003]. Die kritische Korngröße für den Übergang von der klassischen zur inversen Hall-Petch-Beziehung lässt sich mithilfe einer von Schuh et al. entwickelten Gleichung durch den Übergang von versetzungsdominiertem Deformationsverhalten zu Korngrenzgleiten bzw. Coble-Kriechen für Substitutionsmischkristallbildung in Abhängigkeit der Wolfram-Konzentration in einer Ni-W-Legierung vorher-sagen. Auf Grund des Zulegierens von Wolfram ergibt sich durch Mischkristallbildung eine Verfestigung des Werkstoffs. Der Anteil ist im Vergleich zur Festigkeitssteigerung durch Feinkornhärtung vernachlässigbar klein.

Für das Korngrenzgleiten bzw. Coble-Kriechen gilt eine kubische Abhängigkeit von der Korngröße. Für die Fließspannung ergibt sich somit folgende Proportionalität:

$$\sigma \propto \frac{d^3}{D_{eff}}, \quad (2.8)$$

wobei

$$D_{eff} = D_{BA}(1 - c_A) + D_{BB}c_A \quad (2.9)$$

mit  $D_{BA}$  als Diffusionskoeffizienten der Legierungsatome,  $D_{BB}$  als Diffusionskoeffizienten der Matrixatome und  $c_A$  als Legierungskonzentration. Setzt man die kritischen Korngrößen von reinem Ni und einer Ni-W-Legierung zueinander ins Verhältnis, erhält man

$$\frac{d_{Ni-W}^i}{d_N^i} = \left[ \left( \frac{D_W}{D_{Ni}}(1 - c) + c \right) \cdot \left( \frac{H_0 + H_{SS} + k(d_{Ni-W}^i)^{-\frac{1}{2}}}{H_0 + k(d_{Ni}^i)^{-\frac{1}{2}}} \right)^{\frac{1}{3}} \right] \cong \left[ \frac{D_W}{D_{Ni}}(1 - c) + c \right]^{\frac{2}{7}}. \quad (2.10)$$

Die Parameter der Gleichung sind  $D_W$ , der Korngrenzdiffusionskoeffizient von Wolfram in Ni;  $D_{Ni}$ , der Selbstdiffusionskoeffizient von Ni;  $H_0$ , die Grundhärte des Werkstoffes;  $H_{SS}$ , der auf Mischkristallverfestigung basierende Härteanteil;  $k$ , der Hall-Petch-Koeffizient;  $d$ , die jeweilige Korngröße im entsprechenden System Ni bzw. Ni-W. Für eine W-Konzentration von  $c = 0,13$  ergibt sich ein Verhältnis  $d_{Ni-W}^i/d_{Ni}^i = 0,56$ , die kritische Korngröße der Legierung wäre um den Faktor 2 kleiner als für reines Ni. Es lässt sich also über eine angepasste Zusammensetzung und geeignete Korngröße der Effekt der inversen Hall-Petch-Beziehung zu kleineren Korngrößen verschieben. Somit lassen sich größere Härten und Festigkeiten erreichen [Schuh2003].

## 2.2 Ultrafeinkörnige Gefüge durch Severe Plastic Deformation (SPD)

Das Unterschreiten bestimmter Korngrößen ist mit klassischen thermomechanischen Methoden nicht oder nur mit erheblichem Aufwand möglich [Bergmann1989, Gottstein2001]. Die Grenze liegt hierfür bei Korngrößen von



1 – 10  $\mu\text{m}$  [Langdon2007a]. Nanokristalline und nanostrukturierte Werkstoffe lassen sich u.a. mit den oben dargestellten Methoden (elektrolytische Abscheidung, Gasphasenabscheidung und Kompaktierung, hochenergetisches Mahlen und Kompaktieren) herstellen. Zur Herstellung von Kornstrukturen im Submikrometer-Maßstab haben sich verschiedene Methoden der Severe Plastic Deformation (SPD) etabliert. Hierbei werden sehr hohe plastische Dehnungen (mehrere 100 %) durch Massivumformprozesse in das Werkstück eingebracht [Iwahashi1996, Valiev2000, Chinh2004, Langdon2007b]. Dies führt zu einer Kornfeinung mit Korngrößen von mehreren 100 nm, aber unter 1  $\mu\text{m}$ . Die Gefüge besitzen folglich Korngrößen zwischen den klassisch hergestellten Feinkorngefügen und nanokristallinen Werkstoffen. Sie werden als ultrafeinkörnige bzw. UFG Gefüge (UltraFine Grained) bezeichnet. Mit einer Korngröße von  $< 1 \mu\text{m}$  liegen die Gefüge dieser Werkstoffe nahe der Auflösungsgrenze von Lichtmikroskopen ( $> 0,5 \mu\text{m}$ ), die durch die Wellenlänge des sichtbaren Lichts bestimmt wird. Durch den Einsatz höherenergetischer Strahlung kann die Wellenlänge  $\lambda$  verringert und so die Auflösung erhöht werden, Gleichung 2.11:

$$E = h \cdot \frac{c}{\lambda}. \quad (2.11)$$

Hierzu eignen sich z.B. Röntgenstrahlen oder Elektronenstrahlen in Elektronenmikroskopen. Zur Untersuchung von UFG Gefügen werden sowohl die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) also auch die Rasterelektronenmikroskopie (REM) mit Electron BackScatter Diffraction (EBSD) Einheit verwendet. Im TEM werden die Elektronen je nach Ausrichtung der Körner zum einfallenden Strahl unterschiedlich stark gebeugt und erlauben so eine qualitative Abbildung der realen Kornstruktur. EBSD hingegen basiert auf der Bestimmung der kristallografischen Ausrichtung der einzelnen Körner bezüglich der Probenoberfläche und erlaubt somit eine quantitative Auswertung der Messdaten. Die beiden Methoden weisen einige systembedingte Unterschiede auf. Die qualitative TEM-Analyse unterscheidet nicht

zwischen GWKG und KWKG [Furukawa1996]. Deshalb ist oft unklar, ob das verformte Material eine „echte“ Submikrometer-/nanokristalline Struktur besitzt oder aus einer Mischung aus Körnern und Subkörnern besteht. [Pragnell2001]. Außerdem können immer nur sehr kleine Probenflächen untersucht werden. Hier bietet EBSD, vor allem in Kombination mit einer Field Emission Gun (FEG), große Vorteile, da die Auflösbarkeit bis in den Submikrometerbereich möglich ist und große Flächen (mehrere hundert  $\mu\text{m}^2$ ) in einer Messung untersucht werden können [Humphreys1999b]. Es lässt sich systembedingt zwischen GWKG und KWKG unterscheiden. Bei den Messungen werden mehr Parameter als im TEM erfasst, wodurch eine genauere Charakterisierung des untersuchten Gefüges möglich ist. Verglichen mit dem TEM besitzt EBSD den wichtigen Vorteil der schnellen Datenerfassung zur quantitativen Auswertung über wesentlich größere Bereiche und eine große Bandbreite an Längenskalen, die für eine vollständige Charakterisierung der Gefügefeinung durch SPD-Prozesse und den dabei auftretenden hohen Dehnungen notwendig sind [Prangnell2001].

UFG-strukturierte Werkstoffe bringen hervorragende mechanische Eigenschaften mit sich. Allen Methoden der SPD ist die Erzeugung von hydrostatischen Druckspannungen gemein, die zwar nicht zur Umformung des Werkstücks beitragen, aber die Rissbildung bei einer überlagerten Umformkraft zu höheren Dehnungen verschieben. Man beobachtet bei SPD-Methoden allgemein, dass bei sehr hohen eingebrachten Dehnungen im Werkstoff ein Gleichgewichtszustand erreicht wird, bei dem weitere Deformation zu keinen signifikanten Änderungen des UFG Gefüges mehr führt und auch die mechanischen Eigenschaften ein konstantes Niveau erreichen [KimH2005, Molodova2007]. Zu den bisher etablierten Methoden der SPD zählen unter anderem Equal-Channel Angular Pressing (ECAP), High Pressure Torsion (HPT) und Accumulative Roll Bonding (ARB). Diese drei Prozesse unterscheiden sich deutlich voneinander und sind im Folgenden näher beleuchtet.

### 2.2.1 Equal-Channel Angular Pressing (ECAP)

#### Prinzip von ECAP

Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) ist eine SPD-Methode, mit der extrem hohe Dehnungen in Metalle eingebracht werden können. Hierdurch findet im Werkstück eine Kornfeinung statt, die typischerweise zu Korngrößen im Submikrometerbereich führt. Hierbei spielt es für das resultierende Gefüge keine entscheidende Rolle, ob das Ausgangsmaterial als Einkristall oder Polykristall vorliegt [Langdon2007a].

Dem ECAP-Prozess liegt ein Werkzeug zugrunde, das zwei Kanäle mit identischem Querschnitt besitzt. Die beiden Kanäle gehen ineinander über und sind um den Winkel  $\Phi$  gegeneinander verkippt. Das Werkstück wird mit einem Stempel durch die beiden Kanäle des Werkzeugs gepresst, wodurch im Übergangsbereich von einem Kanal in den anderen eine reine Scherbelastung auf das Werkstück wirkt. Das Werkstück verändert seine Querschnittsfläche während des Prozesses nicht, Abbildung 2.1.

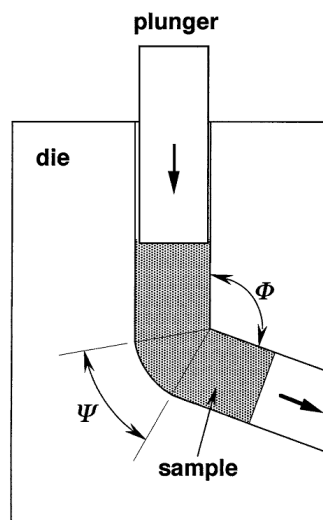


Abbildung 2.1: Schnitt durch ein ECAP-Werkzeug mit den beiden Winkeln  $\Phi$  und  $\Psi$  [Furukawa2001]

Durch mehrmaliges Pressen lassen sich im Prinzip beliebig hohe Dehnungen in der Probe erzielen [Iwahashi1996, DallaTorre2004]. Die pro Durchgang auftretenden plastischen Dehnungen sind hauptsächlich vom Winkel  $\Phi$  zwischen den beiden Kanälen abhängig. Variationen des Biegungswinkels  $\Psi$  am äußeren Kanalrand haben einen deutlich geringeren Einfluss auf die induzierten Dehnungen, Abbildung 2.2. Die pro Durchgang  $N$  auftretenden Gesamtdehnungen lassen sich nach Iwahashi et al. [Iwahashi1996] in Abhängigkeit der beiden Werkzeugwinkel nach folgender Gleichung 2.12 berechnen:

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left( 2 \cot \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \operatorname{cosec} \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right). \quad (2.12)$$

Bei einem Kanalwinkel von  $\Phi = 90^\circ$  ergibt sich eine eingebrachte Dehnung von etwa 1. Mit zunehmendem Winkel  $\Phi$  geht diese Dehnung und die Empfindlichkeit für unterschiedliche Biegungswinkel  $\Psi$  zurück, Abbildung 2.2 [Nakashima1998].

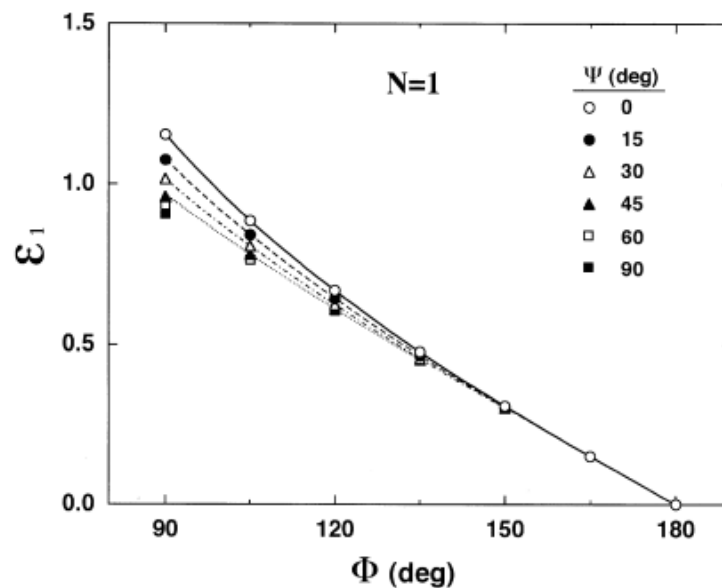


Abbildung 2.2: Dehnungen nach einem Durchgang bei verschiedenen Werten für  $\Phi$  und  $\Psi$  [Nakashima1998]

Simulationen von Harris et al. konnten zeigen, dass bei einer Konfiguration von  $\Phi = 90^\circ$  und  $\Psi = 0^\circ$  Schwierigkeiten bei der vollständigen Raumauffüllung des Presswerkzeugs mit wenig duktilem Probenmaterial auftreten können, wenn ohne Gegendruck gearbeitet wird [Harris1997]. Die Raumauffüllung verbessert sich, wenn zumindest einer der beiden Winkel vergrößert wird [Harris1997, Iwahashi1997]. Unter Verwendung eines Gegendruckstempels ergibt sich eine höhere Homogenität in Gefüge und Eigenschaften (Härte) der Probe. Eine Erhöhung der Dehnraten um eine Größenordnung bewirkt eine Zunahme der erzielten Härtewerte [Xu2007].

Ein effektiver Ansatz zur automatischen Durchführung mehrerer ECAP-Durchgänge besteht im Verfahren des Rotary Die Equal Channel Angular Pressing (RD-ECAP). Hierbei findet der konventionelle ECAP-Prozess in einem rotierenden Werkzeug mit vier beweglichen Stempeln statt. Zwei der Stempelpositionen sind durch die Konstruktion fixiert, einer fungiert als Hauptstempel, der letzte verbleibende Stempel als Gegendruckstempel. Nach einem Durchgang wird das gesamte Werkzeug mit eingebauter Probe um  $90^\circ$  gedreht. Der herausgedrückte Gegendruckstempel fungiert nun als Hauptstempel, Abbildung 2.3. Dieses Verfahren erlaubt einen quasi-kontinuierlichen ECAP-Vorgang. Allerdings bleibt die Probengröße weiterhin limitiert. Um ein ausreichend homogenes UFG Gefüge zu erhalten sind für die von Ma et al. verwendete Al-Si-Gusslegierung mehr Durchgänge als bei konventionellem ECAP notwendig [Ma2005, Yoon2008].

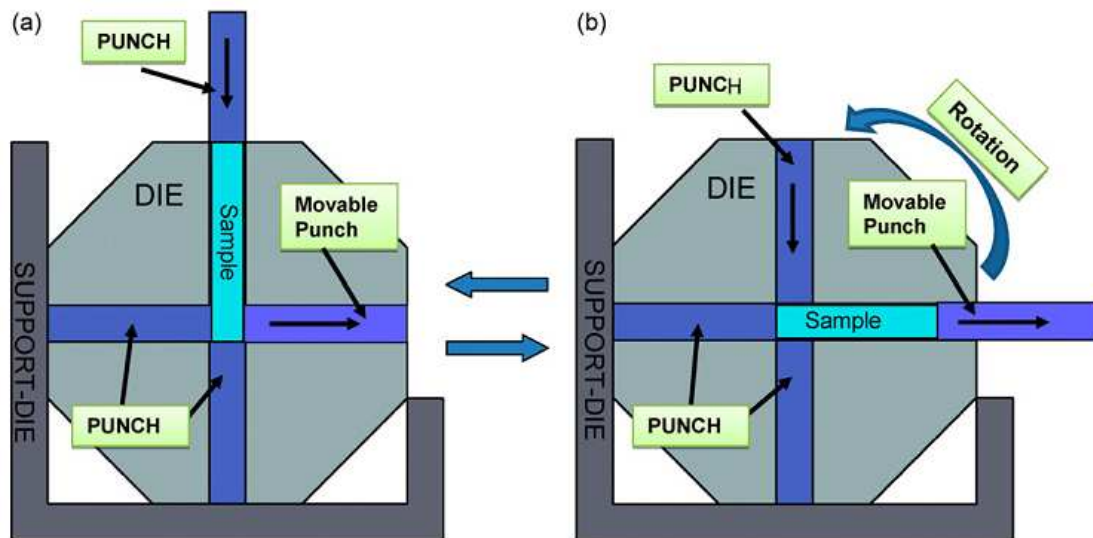


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung eines RD-ECAP-Werkzeugs  
a) Ausgangssituation und b) nach einem Durchgang [Yoon2008]

In der praktischen Durchführung von ECAP-Experimenten mit mehreren Durchgängen haben sich vier verschiedene Routen etabliert: Route A (keine Probendrehung zwischen den einzelnen Durchgängen), Route B<sub>A</sub> (wechselseitiger Probendrehung um 90 °), Route B<sub>C</sub> (gleichseitige Probendrehung um 90 °) und Route C (Probendrehung um 180 °), Abbildung 2.4, [Langdon2000, Furukawa2001, Langdon2007a].

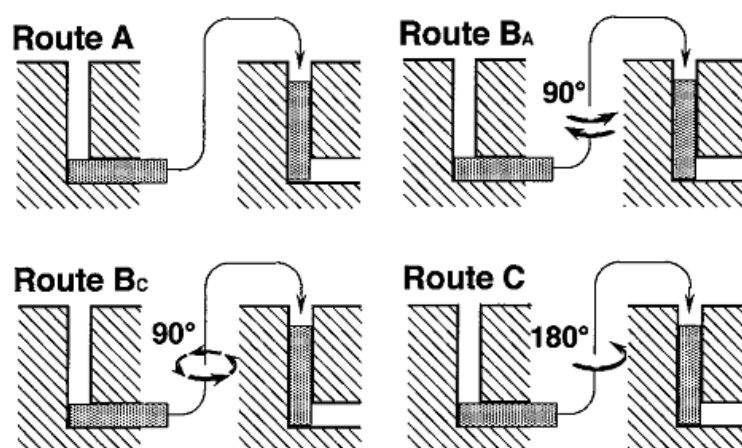


Abbildung 2.4: Rotationsschemen der vier ECAP-Routen [Langdon2000]

Die verschiedenen Routen führen zu Schervorgängen in unterschiedlichen Ebenen der Probe. Abbildung 2.5 zeigt deren Lage für die ersten vier Durchgänge bei einem Kanalwinkel von  $\Phi = 90^\circ$ . Route A führt zur Ausbildung von zwei Scherebenen, die rechtwinklig zueinander stehen. Route C führt zu wiederholter Scherung in nur einer Ebene. Die Routen  $B_A$  und  $B_C$  verursachen Schervorgänge auf Ebenen, die jeweils in einem Winkel von  $120^\circ$  zueinander stehen [Furukawa2001].

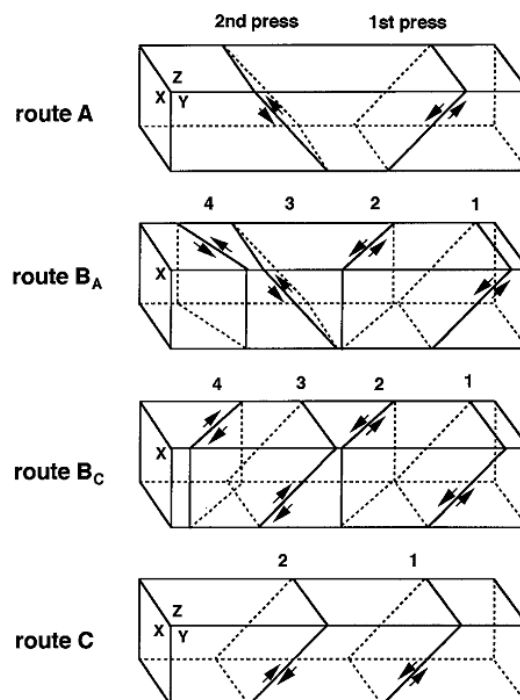
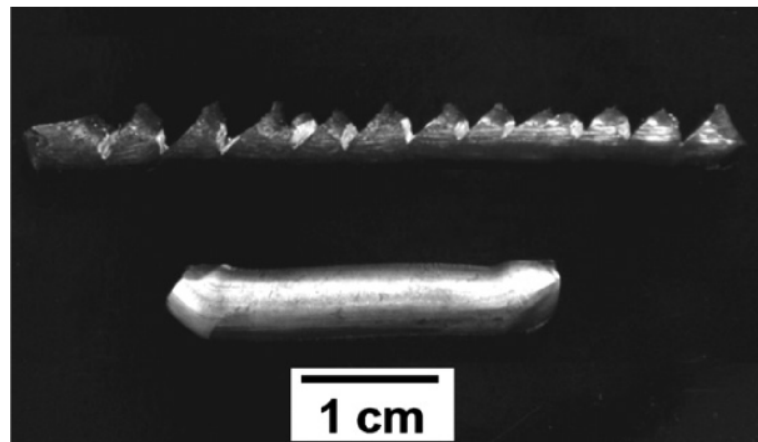


Abbildung 2.5: Scherebenen der vier verschiedenen Prozessrouten [Furukawa2001]

Experimentelle Befunde, welche zeigen, dass die Route  $B_C$  am schnellsten zu einer gleichmäßigen UFG-Struktur führt [Iwahashi1998], konnten von Zhu und Lowe [Zhu2000] auch rechnerisch nachgewiesen werden.

Am Beispiel der Mg-Legierung ZK60 kann deutlich die bei einem ECAP-Durchgang erzwungene Scherung in einer Ebene veranschaulicht werden, Abbildung 2.6. Bei Unterschreiten eines kritischen Kanalwinkels  $\Phi$  ( $90^\circ$ , oben) wird das Umformvermögen des Werkstoffs überschritten. Es kommt zur Segmentierung

entlang der Scherebene. Bei größerem Kanalwinkel ( $110^\circ$ , unten) lässt sich dasselbe Material ohne Beschädigung verformen [Figueiredo2007].



**Abbildung 2.6:** Durchgehende Segmentierung (oben) und erfolgreiches Pressen einer Probe (unten) der Mg-Legierung ZK60 nach einem ECAP-Durchgang bei 473 K unter Verwendung von  $\Phi = 90^\circ$  (oben) und  $\Phi = 110^\circ$  (unten) [Figueiredo2007]

UFG-Werkstoffe zeichnen sich durch hervorragende Eigenschaften aus, die auch industriell von großem Interesse sind. Aus diesem Grund gibt es Bestrebungen für die Entwicklung einer kontinuierlichen ECAP-Fertigung. Ein Ansatz besteht mit ECAP-Conform. Das Werkzeug besteht aus einer Welle, die eine Nut enthält. In diese Nut wird das stabförmige Ausgangsmaterial eingeführt und über Reibungskräfte an den drei Kontaktflächen von der Welle mitgeführt. Das Werkstück wird über eine feststehende Ummantelung auf der Welle gehalten. Nach einer  $\frac{3}{4}$  Umdrehung wird das Werkstück entsprechend des ECAP-Vorganges um den Winkel  $\Phi$  (hier  $90^\circ$ ) abgelenkt, Abbildung 2.7. In diesem Werkzeug können beliebig lange Proben umgeformt werden [Raab2004].



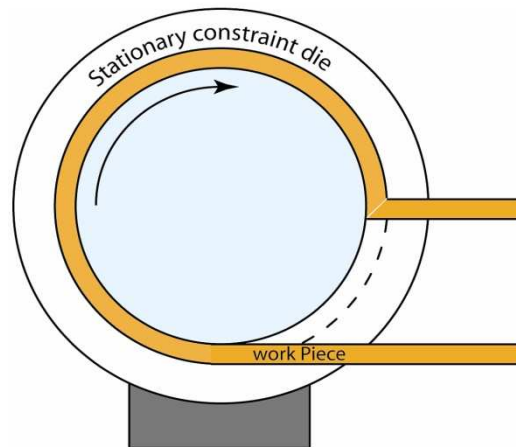


Abbildung 2.7: schematische Darstellung des ECAP-Conform Versuchsaufbaus [Raab2004]

## 2.2.2 High Pressure Torsion (HPT)

### Prinzip von HPT

HPT basiert auf der Torsion einer scheibenförmigen Probe, die sich in einem zweiteiligen Werkzeug zwischen oberem und unterem Pressstempel befindet. Im geschlossenen Werkzeug ist der zu Verfügung stehende Probenraum in seinem Volumen etwas kleiner, als das der Probe im Ausgangszustand [Todaka2007]. Somit entstehen hydrostatische Druckspannungen, die über die an den Pressstempeln anliegende Kraft reguliert werden können. Diese liegen üblicherweise zwischen 5 und 8 GPa [Valiev1996, Zhilyaev2003, Hebesberger2005, Todaka2007, Lugo2008]. Bei Untersuchungen zum Einfluss des hydrostatischen Druckes werden teilweise aber auch deutlich geringere Drücke (ab 0,6 GPa) verwendet [Sakai2005, Hebesberger2005]. Um die gewünschten massiven Scherdehnungen in das zu untersuchende Material einzubringen, werden die beiden Pressstempel mit einer vorgegebenen Rotationsgeschwindigkeit gegeneinander verdreht, nachdem die gewünschte Drucklast aufgebracht ist. Die Probe wird durch Reibungskräfte, die an den Deckflächen angreifen, durch Scherung verformt, Abbildung 2.8, links, [Valiev1996, Hebesberger2005, Zhilyaev2003, Todaka2007, Lugo2008].

Abbildung 2.8, rechts, veranschaulicht die zur Dehnungsbestimmung notwendigen Parameter an einem Probenschema. Es ist  $r$  der Probenradius,  $h$  die Probendicke und  $d\theta$  der gedrehte Winkel, wobei  $\theta = 2\pi N$  und  $N$  die Anzahl der Umdrehungen ist.

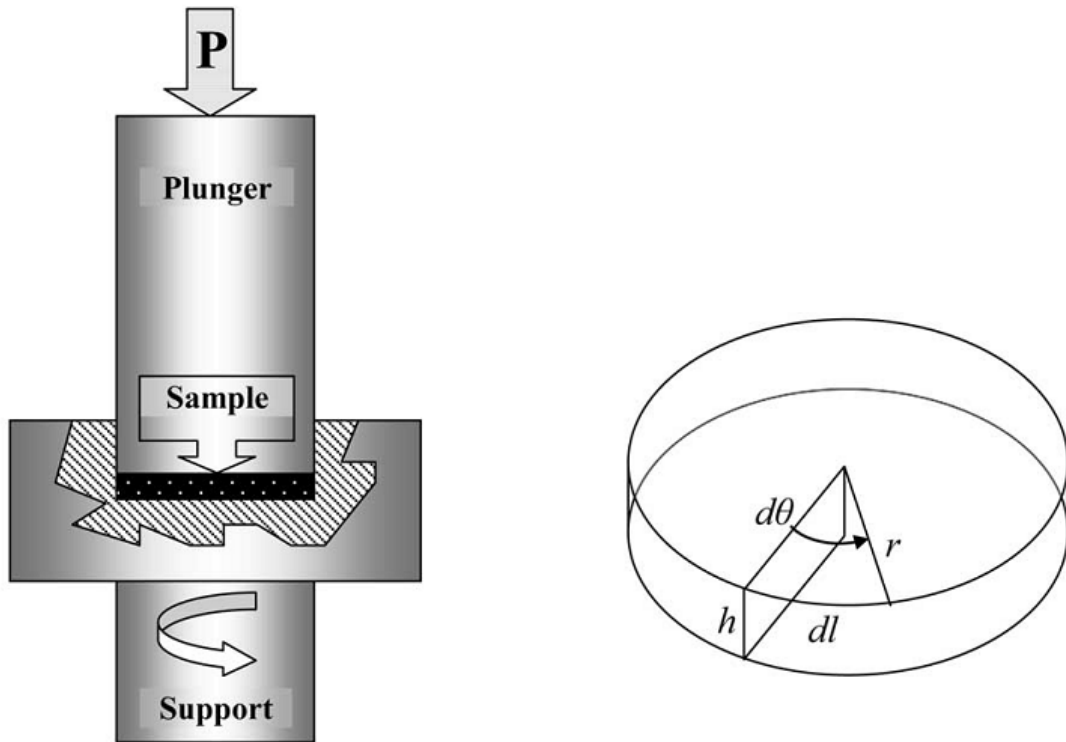


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung des HPT-Prozesses (links) und zur Dehnungsbestimmung verwendete Parameter bei HPT (rechts) [Zhilyaev2003]

Die Scherdehnung am äußeren Rand der Probe lässt sich nach Valiev et al. nach Gleichung 2.13 bestimmen [Valiev1996]:

$$\gamma_N = \frac{2\pi N r}{h}. \quad (2.13)$$

Daraus ergibt sich die Vergleichsdehnung nach von-Mises [Valiev1996]:

$$\varepsilon_N = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} = \frac{2\pi N r}{\sqrt{3} h}. \quad (2.14)$$

Dieser Gleichung 2.14 ist zu entnehmen, dass die Dehnung innerhalb der Probe von  $\varepsilon = 0$  in der Rotationsachse linear zum Rand hin zunimmt. Bei einer vollständigen Rotation von  $360^\circ$  ergibt sich am Probenrand nach Gleichung 2.14 eine Dehnung von  $\varepsilon = 36$  ( $r = 10 \text{ mm}$ ,  $h = 1 \text{ mm}$ ) [Valiev1996].

Alternativ wird hierfür auch folgende Gleichung 2.15 verwendet [Zhilyaev2003], die kleinere Dehnungswerte ergibt:

$$\varepsilon_N = \ln\left(1 + \frac{\gamma}{\sqrt{3}}\right) = \ln\left(1 + \frac{2\pi Nr}{\sqrt{3}h}\right) \cong \ln\left(\frac{2\pi Nr}{h}\right). \quad (2.15)$$

Die hierüber bestimmte Dehnung nach einer vollständigen Umdrehung von  $360^\circ$  beträgt  $\sim 4$ .

Entsprechend des Gradienten in der Scherdehnung von der Probenmitte zum Probenrand stellt sich bei HPT auch im Gefüge ein Gradient ein. Die Korngröße am äußeren Rand der Probe ist wegen der höheren Dehnungen kleiner als in der Mitte. Es stellt sich in der Probe eine Korngröße ein, die auch bei weiterer Verformung nicht mehr unterschritten wird. Die hierfür notwendigen Dehnungen sind u.a. abhängig vom Werkstoff und der Höhe der aufgetragenen hydrostatischen Druckspannungen. Die minimal erzielbare Korngröße wird zuerst am Probenrand erreicht. Mit zunehmender Anzahl an Umdrehungen nimmt auch die Korngröße in Richtung Probenmitte kontinuierlich ab. Der Gradient in der Korngröße flacht ab. Die Körner sind hauptsächlich durch GWKG voneinander getrennt und sind mit den bei ECAP erzeugten UFG Gefügen vergleichbar [Zhilyaev2003, Horita2005].

Der im Gefüge vorliegende Gradient von der Mitte in Richtung Rand spiegelt sich auch in der Härte wider. Die Härte steigt mit zunehmendem Abstand zur Rotationsachse an. Allerdings reagiert die Härte weniger sensibel auf die eingebrachten Dehnungen als das Gefüge. So zeigen Horita und Langdon eine konstante Härte über den Durchmesser, obwohl sich die Korngrößen in der Probenmitte und am Probenrand um den Faktor 2 unterscheiden [Horita2005]. Die erreichbare Härte ist von den aufgetragenen hydrostatischen Druck-

spannungen abhängig und steigt mit zunehmenden Druckspannungen an. Auch ergibt sich eine zunehmend homogene Härteverteilung, je höher die hydrostatischen Spannungen sind [Zhilyaev2003].

### **2.2.3 Accumulative Roll Bonding (ARB)**

#### **Prinzip von ARB**

Der SPD-Prozess des Accumulative Roll Bonding (ARB) wurde 1999 erstmals von Saito et al. vorgeschlagen [Saito1999]. Das Prinzip dieser Methode besteht in der Mehrfachplattierung des gleichen Probenmaterials. Hierfür werden zwei Blechlagen des Ausgangsmaterials durch konventionelles Roll-Bond-Verfahren miteinander verbunden. Die Oberflächen der Blechstreifen müssen üblicherweise gereinigt und aufgeraut werden, um eine bessere Haftung zwischen den beiden Blechen zu erreichen. Nach einem ersten Walzstich wird die Probe in ihrer Länge halbiert, die Oberflächen erneut gereinigt und aufgeraut, die beiden Hälften wieder übereinander gestapelt und in einem zweiten Stich gewalzt. Dieser Vorgang aus Probenlänge halbieren, Oberflächen reinigen und aufrauen, übereinander legen und walzen wird kontinuierlich wiederholt, Abbildung 2.9. Der Walzprozess findet bei erhöhter Temperatur statt, um eine ausreichende Duktilität und Haftungsfestigkeit zu gewährleisten. Die Walztemperatur muss unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegen, da sonst die Effekte der bisher aufgetragenen Dehnung aufgehoben würden.

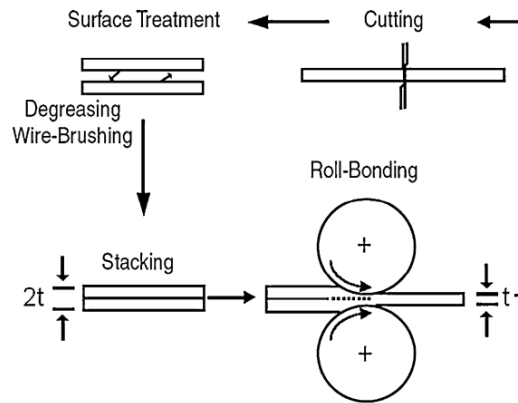


Abbildung 2.9: Schematische Darstellung des ARB-Prozesses [Eizadjou2009])

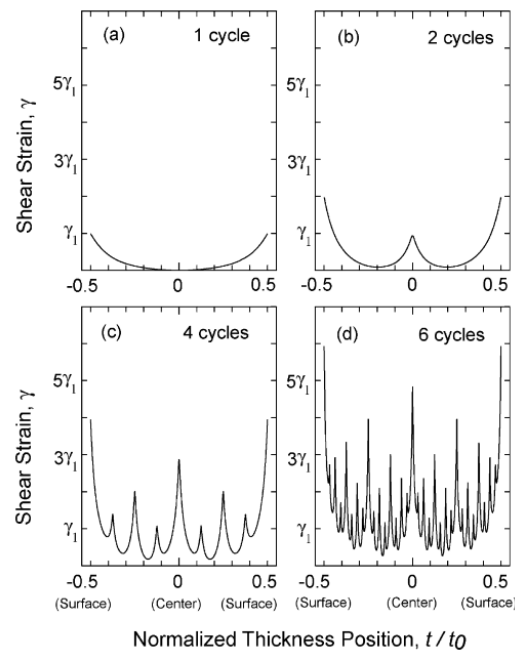
Die in das Material eingebrachten plastischen Dehnungen lassen sich durch Wiederholen dieses Prozesses schrittweise erhöhen. Bei einer Dickenreduktion von jeweils 50 % bleibt die Probengeometrie erhalten. Durch die hohen eingebrachten Dehnungen entstehen im Werkstück UFG Gefüge. Dies konnte experimentell für verschiedene Metalle nachgewiesen werden, wie z.B. Saito et al. und Lee et al. an verschiedenen Al-Legierungen [Saito1998, Saito1999, Lee2002], Saito et al., Tsuji et al., Kamikawa et al. und Li et al. an IF-Stahl [Saito1999, Tsuji1999, Kamikawa2004, Li2006, Kamikawa2007] und Li et al. an Kupfer und austenitischem Stahl [Li2006].

Die Dehnungsbestimmung nach von-Mises lässt sich bei ARB aus der Dickenreduktion während eines Walzstiches ableiten und über die Anzahl der Stiche aufsummieren, Gleichung 2.16 [Saito1999]:

$$\varepsilon_N = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{1}{2}\right) \cdot N = 0,80N. \quad (2.16)$$

Beim Walzen ohne Schmierzusatz treten große zusätzliche Scherdehnungen aufgrund der starken Reibung zwischen Walzen und Probe in der Probenoberfläche auf. Mithilfe der mittleren Blechdicke zwischen den Walzen  $h_m$  und der radialen Kontaktlänge  $L$  zwischen den Walzen und dem Blech lässt sich ein geometrischer Faktor  $h_m/L$  berechnen. Ist  $h_m/L > 2$  (dicke Bleche), so ist die

zusätzliche, auf Reibung basierende Scherdehnung vernachlässigbar gegenüber der geometrischen Scherdehnung. Im Fall von  $h_m/L < 2$  (dünne Bleche), wie für ARB üblich, dominiert die auf Reibung basierende Scherdehnung gegenüber der geometrischen Scherdehnung und muss deshalb für den Prozess berücksichtigt werden [Kamikawa2007].



**Abbildung 2.10: Schematische Verteilung der auf Reibung basierenden Scherdehnung über die Blechdicke durch ARB nach (a) 1 Stich, (b) 2 Stichen, (c) 4 Stichen und (d) 6 Stichen [Li2006]**

Nach einem Stich besteht eine parabolische Verteilung der auf Reibung basierender Scherdehnung, die in ihrer Verteilung von Lee et al. experimentell nachgewiesen werden konnte [Lee2002]. Nach dem zweiten Stich verdoppelt sich die Scherdehnung an der Oberfläche, in der Blechmitte liegt die Scherdehnung bei dem Oberflächenwert nach einem Stich. Mit zunehmender Anzahl an Stichen entstehen rechnerisch immer mehr Peaks in der Scherdehnungsverteilung, die immer näher beieinander liegen, Abbildung 2.10. Die Scherdehnungsanteile führen durch die mehrmaligen Walzvorgänge der übereinander gestapelten Blechhälften zu einer ungleichmäßigen Gesamt-

dehnungsverteilung im Blech. Die Gesamtdehnung ist jedoch nach 6 Stichen bereits so hoch ( $\varepsilon = 4 - 6$ ), dass über die gesamte Probendicke ein homogenes UFG Gefüge vorliegt [Kamikawa2004, Li2006].

## **2.3 UFG Gefüge**

Im Zusammenhang mit SPD-Prozessen wird meist zwischen nanostrukturierten und UFG Gefügen unterschieden. Hierbei ist nicht immer eindeutig, was unter nanostrukturierten und UFG Werkstoffen zu verstehen ist. Es haben sich folgende Grenzwerte in der Korngröße etabliert: für nanostrukturierte Materialien liegen die Korngrößen bei  $< 100$  nm, bei UFG Werkstoffen zwischen 100 und 1000 nm [Kumar2003, Wei2004]. Definitionen von UFG Gefügen finden sich unter anderem von Pragnell et al. [Pragnell2001] und Valiev et al. [Valiev2006].

Pragnell et al. [Pragnell2001] legen UFG Gefügen zwei Kriterien zugrunde: 1. Der mittlere Abstand zwischen GWKG muss in allen Richtungen  $< 1 \mu\text{m}$  sein. 2. Der Anteil an GWKG an der Gesamtkorngrenzfläche muss  $> 70 \%$  sein. Humphreys et al. konnten theoretisch [Humphreys1999a] und Gholina et al. experimentell [Gholina2000] zeigen, dass ein GWKG-Anteil von 0,7 für eine stabile Kornstruktur notwendig ist. Dann besteht ein Korngrenzennetzwerk, welches bei Wärmebehandlung nicht diskontinuierlich rekristallisiert, das Gefüge ist stabil.

Valiev et al. [Valiev2006] definieren UFG Gefüge als Polykristalle mit Korngrößen im Submikrometer-Bereich (100 – 1000 nm). Weitere Anforderungen an das Gefüge sind eine homogene Struktur aus annähernd globularen Körnern und einen Anteil an GWKG  $> 50 \%$ .

### 2.3.1 Gefügefeinung durch severe plastic deformation

Prangnell et al. [Pragnell2001] unterteilen die Entstehung von UFG Gefüge durch Prozesse der SPD in Abhängigkeit des Umformgrades in vier aufeinanderfolgende Stadien. Diese sind am Beispiel von ECAP-Proben einer Al-Mg-Legierung dargestellt.

1. *Geringe Dehnungen ( $\varepsilon < 2$ ):* Die Kornstruktur des Ausgangsgefüges ist noch zu erkennen, ist aber in verschiedene Längenskalen unterteilt. Auf der größten Längenskala bilden sich primäre Verformungsbänder aus, die voneinander durch GWKG getrennt sind [Bowen2000]. Die Ausgangskörner werden geteilt und es entstehen übereinander gestapelte primäre Verformungsbänder. Darin bilden sich regelmäßige Schichten gerichteter Zellblöcke, oft durch Mikrobänder unterbrochen. Hier werden bereits bei dieser geringen Verformung Verkipnungen zwischen  $15^\circ$  und  $30^\circ$  erreicht, wodurch neue GWKG entstehen. Auf der kleinsten Skala entstehen innerhalb der Zellblöcke gelegentlich KWKG durch Versetzungsakkumulation. Die Zellblöcke sind nur leicht gegeneinander verkippt ( $< 3^\circ$ ).

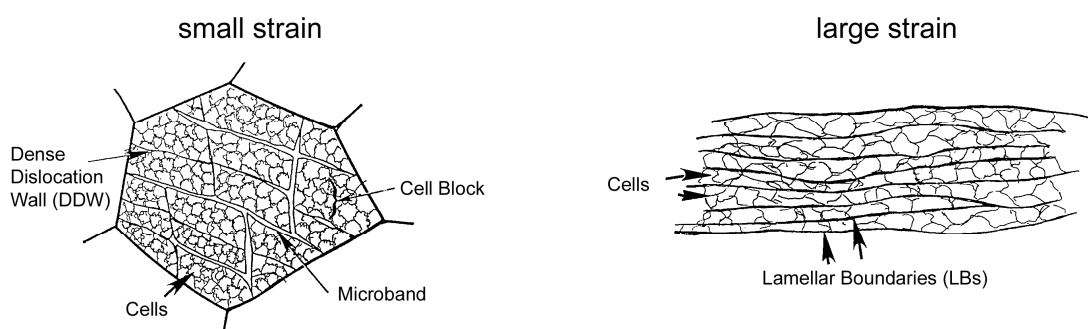
2. *Geringe bis mittlere Dehnungen ( $\varepsilon = 2 - 4$ ):* Es entsteht ein zunehmend gestrecktes Gefüge. Ab Dehnungen von  $\sim 3,5$  sind die GWKG größtenteils in Scherrichtung ausgerichtet und bilden so eine „lamellare“ Struktur, vergleichbar mit Walzgefügen bei ähnlichen Dehnungen [Hughes1997]. Die lamellare Struktur resultiert aus einer Rotation der bei geringeren Dehnungen gebildeten GWKG in Scherrichtung. Außerdem kommt es zur weiteren Ausbildung / Unterteilung primärer Deformationsbänder. Dadurch entstehen sowohl zusätzliche lamellare, als auch transversale Grenzflächen, welche die mittlere Kornlänge herabsetzen. Dieser Vorgang tritt inhomogen über das Probenvolumen verteilt auf.

3. *Mittlere bis große Dehnungen ( $\varepsilon = 4 - 6$ ):* Nachdem sich die lamellare GWKG-Struktur eingestellt hat, gehen die Raten der Zunahme des GWKG-Anteils und



der Abnahme der Korngröße drastisch zurück. Der mittlere Abstand der Lamellengrenzen verringert sich im Folgenden sehr langsam und geht bis auf die Größe der Subkörner (die kleinste Größe, die noch Versetzungen aufnehmen kann) zurück – es bildet sich eine „bandartige“ Kornstruktur aus. Am Ende dieses Dehnungsbereichs besteht das Gefüge typischerweise aus dünnen, bandartigen Körnern mit hohem Kornstreckungsgrad und sehr unterschiedlichen Längen. Die kleinen Körner können in diesem Stadium bereits Korngrößen im Submikrometerbereich aufweisen, machen jedoch nur einen kleinen Anteil des Gefüges aus [Bowen2000].

4. *Sehr große Dehnungen ( $\varepsilon > 6$ )*: Das letzte Stadium der Kornfeinung ist durch einen fortschreitenden Zerfall der bandartigen Körner in kürzere Segmente gekennzeichnet, bis sich eine relativ homogene Kornstruktur im Submikrometerbereich bei Dehnungen von  $\varepsilon > 10$  einstellt. Haben sich die bandartigen Körner in der Dicke eines Subkorns ausgebildet, verringert sich die Korngröße bei Dehnungen  $\varepsilon > 6$  nur noch sehr langsam. Diese Körner sind stabil und bestehen über einen sehr großen Dehnungsbereich. Ist diese stabile Struktur erreicht, kann weitere Kornfeinung nur durch Segmentieren mithilfe KWKG stattfinden, deren Verkipfung zunimmt.



**Abbildung 2.11: Schematische Darstellung der Kornfeinung bei kleinen (links) und großen (rechts) Dehnungen [Hughes1997]**

Ähnliche Beschreibungen der Gefügeentwicklung verschiedener Werkstoffe finden sich auch von Doherty et al. und Hughes und Hansen, Abbildung 2.11,

[Doherty1997, Hughes1997], Iwahashi et al. (Al) [Iwahashi1998], Valiev et al., Tao et al. (Fe) und Gazder et al. (IF Stahl) [Valiev2000, Tao2002, Gazder2008] und Zhilyaev et al. (Ni) [Zhilyaev2002].

### **2.3.2 Eigenschaften von UFG-strukturierten Werkstoffen**

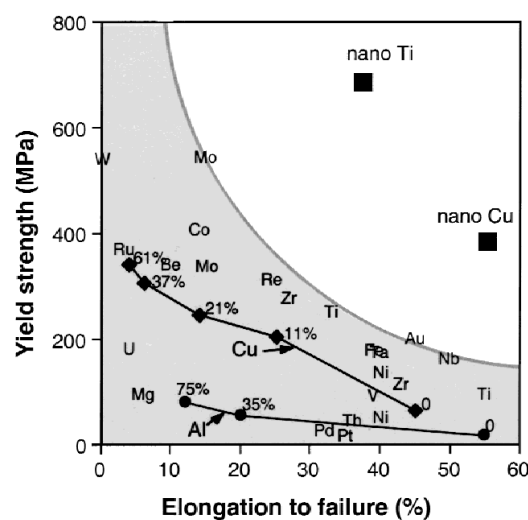
Die in den Werkstoff eingebrachten Dehnungen ziehen signifikante Änderungen des Gefüges und der resultierenden Eigenschaften nach sich. Dies beinhaltet neben der Verbesserung statisch-mechanischer Eigenschaften auch intrinsische Eigenschaften, die als unveränderbar angesehen werden. So lassen sich beispielsweise der Elastizitätsmodul [Akhmadeev1993, Lebedev1995, Iwahashi1996, Liu2003], die Debye- [Valiev1991, Iwahashi1996] und die Curie-Temperatur [Mulyukov1992, Iwahashi1996], sowie die Sättigungsmagnetisierung [Valiev2000] durch SPD-Prozesse beeinflussen. UFG-strukturierte Werkstoffe zeigen u.a. herausragende Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig plastischem Umformvermögen, superplastisches Verformungsverhalten bei hohen Dehnraten und niedrigen Temperaturen und eine hohe Korrosionsbeständigkeit [Saito1999, Horita2000, Giga2006].

### **2.3.3 Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch UFG Gefüge**

Die deutlichsten Änderungen lassen sich bei den mechanischen Eigenschaften von UFG-Werkstoffen (verglichen mit dem grobkörnigen Ausgangsmaterial) feststellen. So zeichnen sich metallische Werkstoffe mit UFG Gefüge besonders durch ihre hervorragenden mechanischen Eigenschaften aus.

Die Härte lässt sich durch Kornfeinung entsprechend der Hall-Petch-Beziehung deutlich bis um den Faktor 10 steigern [Furukawa1996, Dao2007]. Festigkeitssteigerungen in dieser Größenordnung innerhalb einer Materialklasse sind

anderweitig nur, wenn überhaupt, mit komplexen Legierungskonzepten und angepassten Prozesstechniken, wie beispielsweise thermomechanischen Behandlungen zur Herstellung von DP- und TRIP-Stählen, zu realisieren. Des Weiteren kombinieren UFG-strukturierte Werkstoffe hohe Festigkeiten mit einer hohen Duktilität. Sie unterscheiden sich somit deutlich von klassisch kaltverfestigten Werkstoffen, deren Zugewinn an Festigkeit mit einer deutlichen Verringerung der Verformbarkeit erkaufte wird [Valiev2002a], Abbildung 2.12.



**Abbildung 2.12: Festigkeitssteigerung und Duktilitätsverringern an kaltgewalztem Cu und Al. Kombination aus hoher Festigkeit und Duktilität für SPD-verformtes Ti und Cu [Valiev2002a]**

Die erhöhte Duktilität von UFG-Werkstoffen beruht nach Valiev et al. auf der zusätzlichen Verformungsmöglichkeit durch Korngrenzengleiten, das besonders bei einer globularen Kornstruktur zu beobachten ist [Valiev2002a, Valiev2002b].

UFG-Werkstoffe weisen ein charakteristisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten auf. Abbildung 2.13 zeigt vergleichend das Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Al 1100 (a) und eines IF-Stahls (b) für jeweils unterschiedliche Korngrößen (ca. 0,2 – 10  $\mu\text{m}$ ) [Tsuji2002].

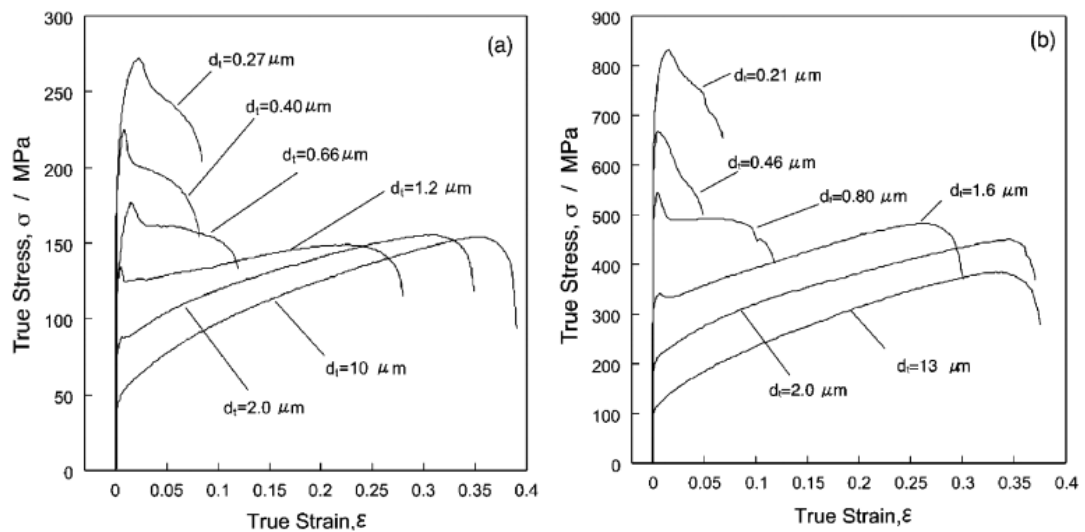


Abbildung 2.13:  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramme für (a) Al 1100 und (b) IF Stahl mit verschiedenen Korngrößen [Tsuji2002])

Ultrafeinkörnige Metalle besitzen eine hohe Streckgrenze und ein geringes Verfestigungsvermögen. Aufgrund dessen können plastische Instabilitäten durch Inhomogenitäten nicht kompensiert werden, was nach Überschreiten der rein elastischen Dehnung sehr schnell zu einer Verformungslokalisierung (Einschnürung) und damit zu einer geometrischen Entfestigung führt. Somit liegt nur eine sehr geringe Gleichmaßdehnung vor. Generell lässt sich die Einschnürung rechnerisch nach dem Considère-Kriterium vorhersagen und tritt ein, wenn

$$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon}\right)_{\epsilon} \leq \sigma \quad (2.17)$$

erfüllt ist. In Gleichung 2.17 steht  $\sigma$  für die wahre Spannung und  $\epsilon$  für die wahre Dehnung [Yu2005].

Nach Beginn der Einschnürung verformen sich die Proben duktil weiter. Dies lässt sich durch die deutliche plastische Verformung nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung – ein Großteil der plastischen Dehnung findet nach dem Einschnüren der Proben statt – und einem duktilen Bruchbild mit

Dimpelstruktur auf den Bruchflächen nachweisen [Fang2007, Ko2006, Mao2005]. Durch die frühe Einschnürung und die somit inhomogene Verformung verringert sich die Bruchdehnung deutlich ( $A = \frac{\Delta L}{L_0}$ ). Hierbei führt eine große Ausgangslänge  $L_0$  zu kleinen Bruchdehnungen [Wang2004a, DallaTorre2007].

Das geringe Verfestigungsvermögen von UFG-Werkstoffen ist Gegenstand zahlreicher Untersuchungen an unterschiedlichsten Metallen. Bei Untersuchungen an kohlenstoffarmem Stahl, Kupfer bzw. Reintitan wurde festgestellt, dass die ultrafeinkörnigen Werkstoffe im Vergleich zum grobkörnigen Ausgangsmaterial praktisch keine Kaltverfestigung zeigen [Park2000, Wang2004a, Ko2006]. Sie erklären dieses Verhalten über dynamische Erholungsprozesse während der Zugprüfung. Aufgrund der bereits vorhandenen hohen Versetzungsdichte werden Versetzungen während der plastischen Deformation in Korngrenzen aufgenommen, die die Anzahl der neu entstehenden Versetzungen kompensiert. Die Versetzungsdichte nimmt somit durch plastische Deformation nicht weiter zu.

Valiev [Valiev1997] erklärt die fehlende Verfestigung in UFG Kupfer durch eine 'Änderung des Deformationsmechanismus' von versetzungsbasierter Verformung zu Korngrenzengleiten.

Um trotz des geringen Kaltverfestigungsvermögens die Gleichmaßdehnung zu erhöhen, diskutieren Wang und Ma verschiedene Ansätze [Wang2004b]. Ein Ansatz besteht darin, über die Einstellung eines bimodalen Gefüges durch Kurzzeitrekristallisation die Kaltverfestigung über einen Anteil an großen Körnern zu erhalten, wo hingegen die geforderte Festigkeit weiter aus der UFG Matrix resultiert. Eine zweite Möglichkeit besteht in der nachträglichen, formgebenden Umformung bei niedrigen Temperaturen (77 K), um so die dynamische Erholung weitgehend zu unterdrücken und die Versetzungsdichte weiter zu erhöhen. Ein dritter Effekt ist die erhöhte Dehnratenabhängigkeit

von  $m$  bei RT. Hierbei ist  $m$  nach Meyers und Chawla [Meyers1984] wie folgt definiert:

$$m = \left( \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T}. \quad (2.18)$$

Mit zunehmender Dehnrage steigt der Wert für  $m$  leicht an. Für große Werte von  $m$  wird eine inhomogene Verformung unterdrückt, die vom Werkstoff ertragbare Gesamtdehnung steigt.

Die am weitesten verbreitete Methode zur Erhöhung der Gleichmaßdehnung ist das Erholungsglügen von hochverformten Proben. Hierbei verringert sich die Versetzungsdichte und die diffusen, aus Versetzungsakkumulation entstandenen Korngrenzen werden stabilisiert. Es werden Gleichmaßdehnungen von 15 % erreicht, wobei die Festigkeit nach einer Glühung bei moderaten Temperaturen erhalten bleibt [Valiev2003, ZhaoY2004]. Mit zunehmender Glühdauer und -temperatur nimmt die Korngröße zu, wodurch die Festigkeit wieder zurückgeht [Horita2001a, ZhaoM2007]. Beim Überschreiten der Streckgrenze kommt es bei wärmebehandelten UFG Gefügen zu einem deutlichen Abfall der Festigkeit. Die Festigkeit stabilisiert sich auf einem niedrigeren Niveau und bleibt dann trotz zunehmender Dehnung konstant bis die Einschnürung einsetzt und die technische Spannung abfällt. Dieses Verhalten wird in der Literatur als „yield drop“ bezeichnet. Die Gründe für dessen Auftreten sind bislang noch ungeklärt [Tsuji2002].

Das UFG-charakteristische  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verhalten konnte für viele Metalle und Legierungen unterschiedlicher Kristallstrukturen nachgewiesen werden. Dabei spielt die zur Kornfeinung verwendeten Methoden der SPD eine untergeordnete Rolle.

Für Stähle konnten Festigkeitssteigerungen um den Faktor 5 nachgewiesen werden. Viele dieser Untersuchungen konzentrieren sich auf leicht verformbare Legierungen, wie unlegierte bzw. IF Stähle [Tsuji2002, Liu2003, Sus-

Ryszkowska2004, KimH2005, Shin2005, Majta2007]. Aber auch mikrolegierte Feinkornstähle [Majta2007], höherfeste Mehrphasenstähle [Son2005] und austenitische rost- und säurebeständige Stähle [Chen2005, Dobatkin2007] lassen sich durch SPD in ähnlicher Weise in Gefüge und resultierenden Eigenschaften modifizieren.

Bei Aluminium lassen sich für alle Legierungsklassen, sowohl naturhart, als auch aushärtbar, UFG Gefüge durch SPD einstellen. Roven et al. [Roven2005] zeigen in ihrer Untersuchung, dass SPD einen deutlich größeren Einfluss auf die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von ausscheidungshärtbaren gegenüber naturharten Al-Legierungen hat. Auch andere Autoren bestätigen das große Potenzial von SPD Methoden. So konnten Festigkeitssteigerungen bis um den Faktor 4 an aushärtbaren Legierungen, jedoch auch an Reinaluminium nachgewiesen werden [KimJ2005, Tham2007, Reihanian2008, Eizadjou2009]. Die Festigkeitssteigerung geht trotz duktilen Verhaltens mit einer Verringerung der ertragbaren plastischen Dehnung einher. Durch Erholungsglühung kann die Bruchdehnung wieder erhöht werden. So lassen sich mithilfe von Wärmebehandlungen Bruchdehnungen erzielen, die bei über 75 % des Ausgangsmaterials liegen, während die gewonnene Festigkeit aber weitgehend erhalten bleibt [Mao2005, Fang2007]. Sabirov et al. stellten eine deutliche Dehnratenabhängigkeit der Dehnungskennwerte fest und begründeten es mit auftretendem Korngrenzgleiten [Sabirov2008]. So konnten bei einer Verringerung der Dehnrate um 3 Größenordnungen die Dehnungskennwerte mehr als verdreifacht werden. In allen Artikeln wurde duktiles Dehnungs- und Bruchverhalten bestätigt.

Auch zu SPD von Kupfer gibt es viele Untersuchungen, die dessen Gefügeentwicklung und Verhalten mit UFG Gefüge darstellen. Kupfer unterscheidet sich von Aluminium durch seine niedrigere Stapelfehlerenergie (SFE). Aufgrund der geringeren SFE ergeben sich im Vergleich zu Aluminium geringere Erholungsraten [DallaTorre2004, DallaTorre2007, Balogh2008]. Die

minimal erzielbaren Korngrößen sinken mit abnehmender SFE [Iwahashi1997, Komura1999, ZhaoY2007, Balogh2008], was besonders für Cu-Zn-Legierungen eine wichtige Rolle spielt, da ein zunehmender Anteil an Zn die SFE deutlich reduziert. Die generellen, durch UFG Gefüge bestimmten Änderungen der mechanischen Eigenschaften treten bei Cu in gleicher Weise wie bei Al auf. Es sind Festigkeitssteigerungen um mehr als den Faktor 5 nachgewiesen [DallaTorre2004, DallaTorre2007].

UFG Gefüge an Reintitan lassen sich z.B. durch ECAP (350 – 450 °C) oder HPT (RT) erzeugen. Es lassen sich so Gefüge mit Korngrößen  $> 100$  nm einstellen. Ti mit UFG Gefüge zeichnet sich durch einen erheblichen Anstieg der Streckgrenze gegenüber dem grobkörnigen Ausgangsmaterial aus, die Festigkeit kann bis um den Faktor 3 ansteigen. Bis zu einer Dehnung von  $\varepsilon = 4$  nimmt die Festigkeit kontinuierlich zu, danach sind die mechanischen Eigenschaften näherungsweise konstant. UFG Titan zeigt praktisch keine Kaltverfestigung [Kolobov2000, Stolyarov2001a, Stolyarov2001b, Ko2006, Yapici2006]. Durch Erholungsglühungen lassen sich ohne Änderung der Korngröße sowohl die Festigkeit als auch die Duktilität weiter steigern. So lassen sich Festigkeiten von etwa 1300 MPa und einer Gleichmaßdehnung von über 10 % in Reintitan erreichen [Kolobov2000, Stolyarov2001b, Valiev2003].

Literaturvergleiche zeigen, dass bei der Prüfung von UFG-Materialien mit dem Zugversuch eine große Vielfalt an Probengeometrien Verwendung findet, wobei die Verfügbarkeit homogenen UFG-Materials oft eine entscheidende Rolle für die gewählte Geometrie spielt. Untersuchungen von Zhao et al. an Cu bestätigen den etablierten Zusammenhang, dass die Bruchdehnungskennwerte deutlich ansteigen, wenn entweder die Probendicke vergrößert oder die Probenlänge verringert wird, während der jeweils andere Parameter konstant gehalten wird [ZhaoY2008]. Für die Gleichmaßdehnung sowie die Festigkeitskennwerte ergeben sich keine massiven Änderungen. Häufig können aus den UFG-strukturierten Rohlingen keine normgerechte Probengeometrien gefertigt



werden, wodurch die Vergleichbarkeit der erzielten Ergebnisse nicht gewährleistet ist. Da die Proben generell sehr klein sind, werden im Vergleich zu Norm-Proben zu große Dehnungskennwerte erzielt. Vergleichbar sind jedoch nur die ermittelten Kennwerte von Proben, die gleiche Geometrie und Größe besitzen.

### **2.3.4 Industrielle Anwendungen von UFG-strukturierten Werkstoffen**

Ein generelles Problem für den industriellen Einsatz von ultrafeinkörnigen und nanostrukturierten Metallen besteht in der Herstellungsrouten. Die über elektrolytische Abscheidung oder Gasphasenabscheidung hergestellten Nanopulver werden pulvermetallurgisch weiterverarbeitet. Somit sind so produzierte Bauteile nicht porenfrei herstellbar [Zhilyaev2003].

SPD-Prozesse unterscheiden sich deutlich von konventionellen Umformprozessen, da sie außergewöhnlich hohe Dehnungen (ohne Änderung des Werkstückquerschnitts) in das Material einbringen. Im Bereich der severe plastic deformation existieren zurzeit keine etablierten Methoden zur Herstellung von großvolumigen homogenen Werkstoffen mit UFG Gefüge im industriellen Maßstab in kontinuierlicher Fertigung. Durch die massive Umformung treten beispielsweise bei ECAP sehr hohe Prozesskräfte auf. Folglich wird vielfach mit kleineren Querschnitten gearbeitet. Außerdem bestehen zwischen Werkstück und Matrize sehr hohe Reibungen. Erste Ansätze für die kontinuierliche Fertigung sind Abwandlungen von ECAP, wie beispielsweise ECAP-Conform.

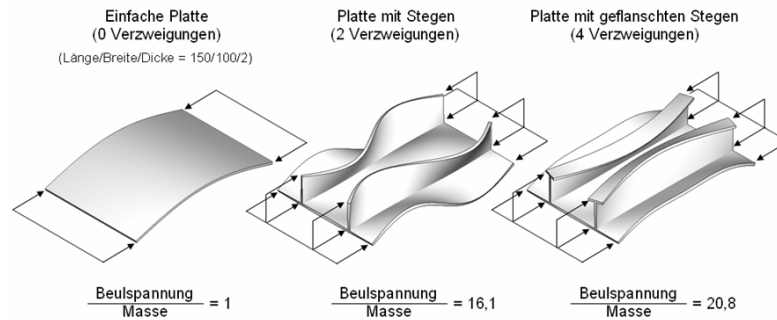
Die gewonnenen Werkstoffeigenschaften, hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität, sind für industrielle Werkstoffe wünschenswert. Dies ist auch am zunehmenden Interesse der Industrie an UFG-Werkstoffen zu erkennen [Roven2005]. Um als Konstruktionswerkstoff wettbewerbsfähig zu sein,

verlangen Dao et al. eine Bruchdehnung von  $> 10\%$  [Dao2007]. Valiev et al. versprechen sich industrielles Interesse bevorzugt in Bereichen, wo hohe (spezifische) Festigkeit und exzellente Ermüdungseigenschaften von besonderem Interesse sind, wie z.B. in der Luftfahrt, Medizintechnik, chemischen Anlagentechnik, Elektrotechnik, Sportindustrie, im Transportbereich und militärischen Anwendungen [Valiev2006]. Erste Produkte aus UFG-Werkstoffen sind Sputtering-Targets [Lowe2003] und Implantate in der Medizintechnik [Zhu2004]. Horita et al. [Horita2001b] zeigen die prinzipielle Möglichkeit auf, superplastisch verformbare Bleche durch ECAP an großen Proben (bis 40 mm Durchmesser) und anschließendes Walzen der Probenstücke herzustellen. Howe sieht die Anwendung von UFG Stählen eher in weniger kostensensitiven Produkten, als in der Serienproduktion mit hohen Stückzahlen, da die großtechnische Herstellung bisher noch nicht umgesetzt ist und so die Halbzeuge zu kostenintensiv sind [Howe2000].

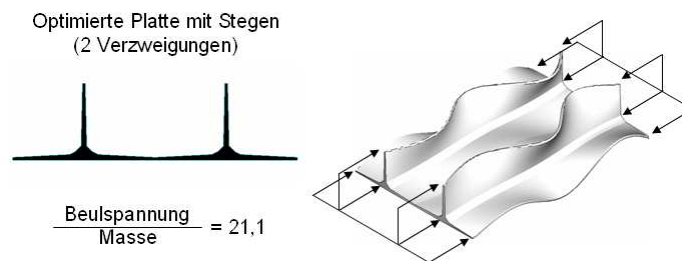
## **2.4 Spaltprofilieren**

### **2.4.1 Verzweigte Strukturen**

Verzweigungen sind ein effektives Mittel zur Erhöhung der Steifigkeit einer Struktur. Durch den Einsatz verzweigter Blechstrukturen kann das Verhältnis der kritischen Beulspannung zur Bauteilmasse zu höheren Werten hin verschoben werden, Abbildung 2.14. So steigt die kritische Beulspannung einer Platte mit zwei Stegen um den Faktor 16, bei einer Platte mit zwei geflanschten Stegen um den Faktor 20 und bei einer querschnittsoptimierten Platte mit 2 Stegen bei gleicher Masse um den Faktor 21, Abbildung 2.15 [Groche2004, Groche2007a].



**Abbildung 2.14: Beulen von Integralplattenprofilen  
(mit relativen Zahlenangaben) [Groche2004]**



**Abbildung 2.15: Integralplattenprofil mit angepasstem Dickenverlauf  
(mit relativen Zahlenangaben) [Groche2004]**

Im technischen Bereich basieren Konstruktionen im Gebiet des Leichtbaus häufig auf verzweigten Strukturen, wie z.B. Fachwerke und Stringerkonstruktionen. Für Stahl und Eisenwerkstoffe lassen sich diese verzweigten Strukturen integral durch Urformen, Zerspanen oder Massivumformung fertigen. Diese konventionellen Verfahren sind mit hohem Materialeinsatz oder hohem Nachbearbeitungsaufwand verbunden. Strangpressen wird hauptsächlich für leichter verformbare Werkstoffe, wie Aluminium verwendet, da für Stahl die Prozesskräfte und -temperaturen sehr hoch sind. Auch bei Aluminium sind jedoch hierbei keine derart dünnwandigen Strukturen wie bei Blechkonstruktionen fertigbar. Differentielle Bauweisen benötigen Fügeverfahren, wie Schweißen, Kleben oder Nieten. Diese ziehen Gefügeveränderungen bzw. Materialdopplungen nach sich, weshalb sich deren

Einsatz bei anspruchsvollen Konstruktionen mitunter verbietet [Groche2004, Jöckel2005]. Es besteht folglich ein Bedarf an verzweigten Strukturen aus Blechen mit hoher Festigkeit.

### 2.4.2 Grundlagen des Spaltprofilierens

Spaltprofilieren ist ein Massivumformverfahren zur Herstellung integral verzweigter Blechstrukturen. Bei den verwendeten Werkstoffen handelt es sich bisher hauptsächlich um Stähle mit Festigkeiten bis 800 MPa. Als Ausgangsmaterial dient ein ebenes Blech, das in einem spezifischen Werkzeugsystem in ein verzweigtes Profil umgeformt wird. Es werden in einem Umformprozess aus einer Bandkante schrittweise zwei Flansche ausgewalzt. Die Verzweigung entsteht durch eine Oberflächenvergrößerung der Bandkante der Blechplatte bzw. des -coils durch ein Auseinanderfließen des Werkstoffes. Das verzweigte Profil setzt sich aus einem Steg und je zwei Flanschen an jeder Bandkante zusammen. Dieser Vorgang erfolgt bei Raumtemperatur und benötigt bzw. bildet keine Risse in der Prozesszone während der Flanschentstehung. Das hierfür verwendete Gerüst ist feststehend und besteht aus zwei zylindrischen Hilfswalzen und einer stumpfwinkligen Spaltwalze pro Seite, Abbildung 2.16.

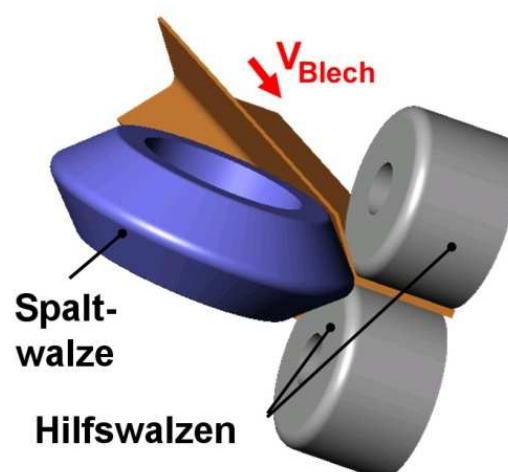


Abbildung 2.16: Verfahrensprinzip des Spaltprofilierens [Müller2007]

Hierdurch werden eine definierte Position von Spaltwalzen- und Werkstückmittelebene zueinander sichergestellt und gleichzeitig Druckspannungen in die Prozesszone eingebracht, Abbildung 2.17 [Groche2002].

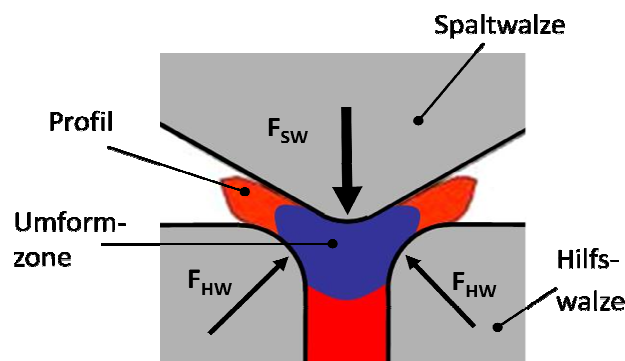


Abbildung 2.17: Prozesszone im Werkstück [Groche2002]

Die Erhöhung des plastischen Umformvermögens von Werkstoffen durch ansteigende überlagerte Druckspannungen konnte in einer Vielzahl von Experimenten nachgewiesen werden, Abbildung 2.18. Dieser Effekt ist auch für die großen erzielten Dehnungen für das Spaltprofilieren ausschlaggebend [Groche2002].

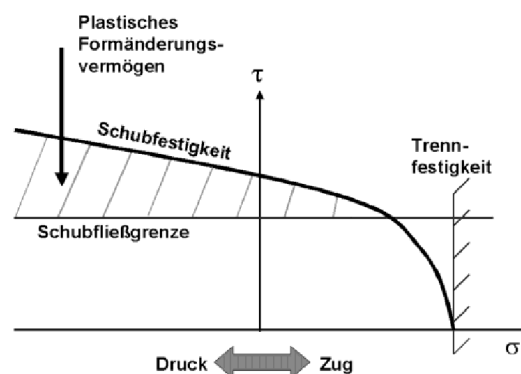


Abbildung 2.18: Qualitative Abhängigkeit des Formänderungsvermögens von Werkstoffen vom hydrostatischen Druckspannungsanteil [Groche2002]

Unter Verwendung eines kartesischen Koordinatensystems wird die Blechplatte translatorisch mithilfe von Antriebswalzen in x-Richtung durch das Werkzeugsystem gezogen. Bei jedem Stich werden die Spaltwalzen diskret in y-Richtung auf die Blechkante um die inkrementelle Spalttiefe  $y_{\text{ink}}$  zugestellt. Die Hilfswalzen werden entsprechend  $y_{\text{ink}}$  einer oder beider Spaltwalzen in ihrer Länge  $l_{\text{HW}}$  verringert. Die Gesamtpalattiefe  $y_{\text{ges}}$  ergibt sich aus der Summe der inkrementellen Spalttiefen,

$$y_{\text{ges}} = \sum_{i=0}^n y_{\text{ink},i}. \quad (2.19)$$

Die z-Richtung steht senkrecht zur Blechebene, Abbildung 2.19. Die der Spaltwalze zugerichtete Flanschfläche wird als Flanschoberseite definiert. Die Flanschunterseite steht während der Umformung in Kontakt mit der Hilfswalze [Groche2006b].

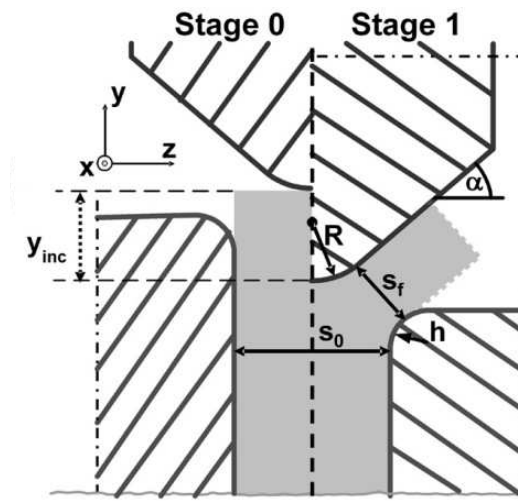


Abbildung 2.19: Geometrische Kenngrößen des Spaltprofilierens [Müller2007]

Da das Werkstück im Reversierbetrieb für jeden Stich neu in das Gerüst eingeführt werden muss, ist das Blech vor Beginn der Versuchsstrecke tailliert, Abbildung 2.20. Hierdurch lassen sich die Spaltwalzen vor jedem Stich lastfrei um  $y_{\text{ink}}$  zustellen. Die Antriebswalzen ziehen dann das Blech durch das Gerüst, wobei es von den Spaltwalzen weiter umgeformt wird. Das Blech bewegt sich

während eines Stiches in der nachfolgenden Draufsicht von rechts nach links [Groche2006a, Groche2006b].

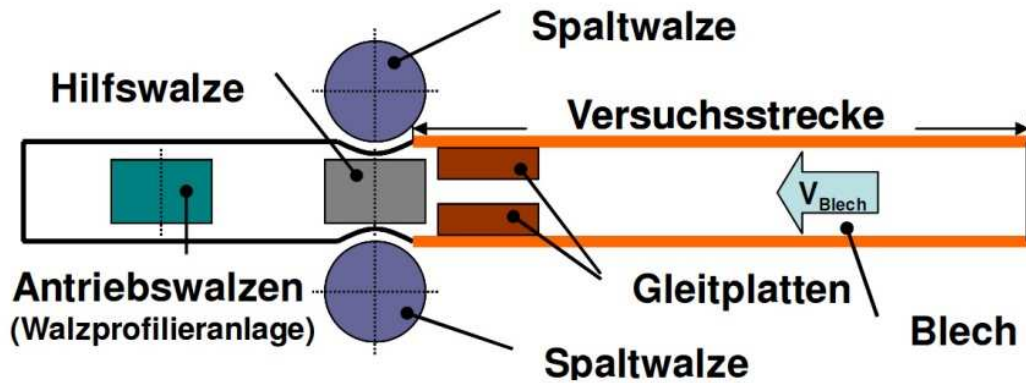


Abbildung 2.20: Schematischer Versuchsaufbau für beidseitiges Spaltprofilieren im Reversierbetrieb (Draufsicht) [Groche2006b]

Bei einseitigem Spaltprofilieren werden die auftretenden Prozesskräfte über eine Schiene aufgenommen, welche die gegenüberliegende Blechkante abstützt. Wird der Prozess beidseitig durchgeführt, besteht durch die Anordnung der beiden Spaltwalzen und der in der Länge variablen Hilfswalzen ein geschlossener Kraftfluss. In beiden Fällen verhindern die beiden Hilfswalzen ein Ausbeulen oder Knicken des Bleches. Die an der Spaltwalze anliegenden Reaktionskräfte werden mit Scherbolzen bestimmt. Diese sind als Rotationsachse in den Spaltwalzen angebracht.

Für das Spaltprofilieren wurden Parameter definiert, deren Variation Einfluss auf den Spaltprofilierprozess und die Endgeometrie haben. Diese Parameter sind in System- und Prozessparameter unterteilt, Abbildung 2.21 [Jöckel2005, Groche2006b, Groche2007b].

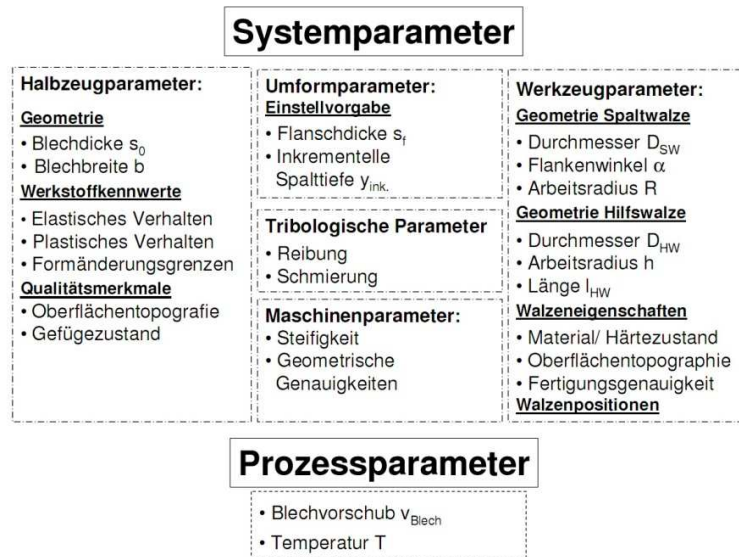


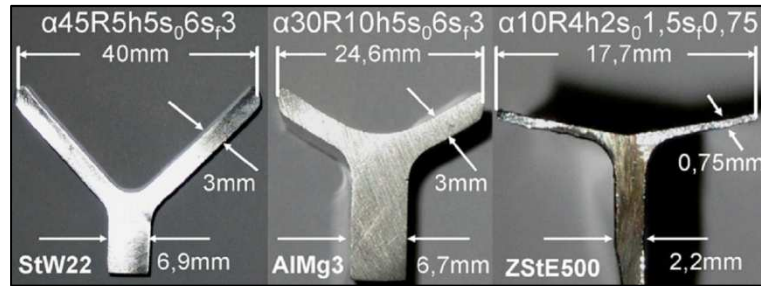
Abbildung 2.21: Einflussparameter beim Spaltprofilieren [Jöckel2005]

Ein Teil dieser Parameter ist in einer Nomenklatur zusammengefasst: z.B.:  $\alpha 10 R 4 h 2 s_0 2 s_f 1$ . Hierin ist enthalten:

- Flankenwinkel der Spaltwalze:  $\alpha$  [°]
- Arbeitsradius der Spaltwalze:  $R$  [mm]
- Arbeitsradius der Hilfswalzen:  $h$  [mm]
- Blechdicke des Halbzeugs:  $s_0$  [mm]
- Eingestellte Flanschdicke des umgeformten Werkstücks (Minimaler Abstand zwischen der Spalt- und Hilfswalzenoberfläche):  $s_f$  [mm]

Hieraus kann sehr einfach die Geometrie eines Spaltprofils entnommen werden. Exemplarisch sind Spaltprofile aus unterschiedlichen Werkstoffen mit verschiedenen Geometrien gezeigt, Abbildung 2.22.





**Abbildung 2.22: Gefertigte Spaltprofile aus DD11 (StW22), AlMg3 und ZStE 500 (von links nach rechts) [Groche2007b]**

### 2.4.3 Eigenschaften von Spaltprofilen

Mikrohärtemessungen am Querschliff von Spaltprofilen aus DD11 ( $\alpha 30R5h5s_06sf3$ ,  $y_{ges} = 10 \text{ mm}$ ) zeigen im Kontaktbereich des Spaltwalzenradius eine Erhöhung der Härte um maximal 100 % gegenüber der Härte des Ausgangsmaterials. Von hier ausgehend fallen die Härtewerte sowohl in Richtung Flanschspitze als auch in Richtung des Werkstoffinneren ab. Diese Härteverteilung gibt weitgehend eine qualitative Korrelation zur simulierten Vergleichsumformgradverteilung wieder. Die in Simulationsrechnungen lokal erhöhten Umformgrade im Bereich des Hilfswalzenkontaktes konnten experimentell nicht nachgewiesen werden, Abbildung 2.23, [Jöckel2005, Groche2007b].

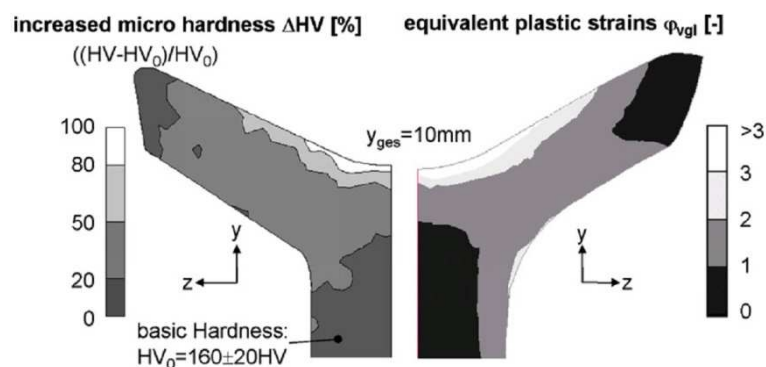


Abbildung 2.23: DD11, Mikrohärtezunahme (links) und Vergleichsumformgrade (rechts) bei  $y_{ges} = 10$  mm [Groche2007b]

Schliffbilder der Probenquerschnittsfläche zeigen die umformbedingte Gefügebeeinflussung von DD11 ( $\alpha$ 30R5h5s<sub>0</sub>6s<sub>f</sub>3) bei  $y_{\text{ges}} = 10 \text{ mm}$ , Abbildung 2.24. Im Kontaktbereich des Spaltwalzenradius (1) sind starke Kornlängenungen in der z-Achse und Stauchungen in der y-Achse zu beobachten, die mit zunehmendem Abstand zur Oberseite zurückgehen. Dieser Gradient bleibt in weiten Teilen der Flansche erhalten (2). An der Flanschspitze (3), der Flanschunterseite (4) und im Kontaktbereich des Hilfswalzenradius (5) treten lediglich geringe Verformungen im Gefüge auf. [Jöckel2005, Groche2007b]

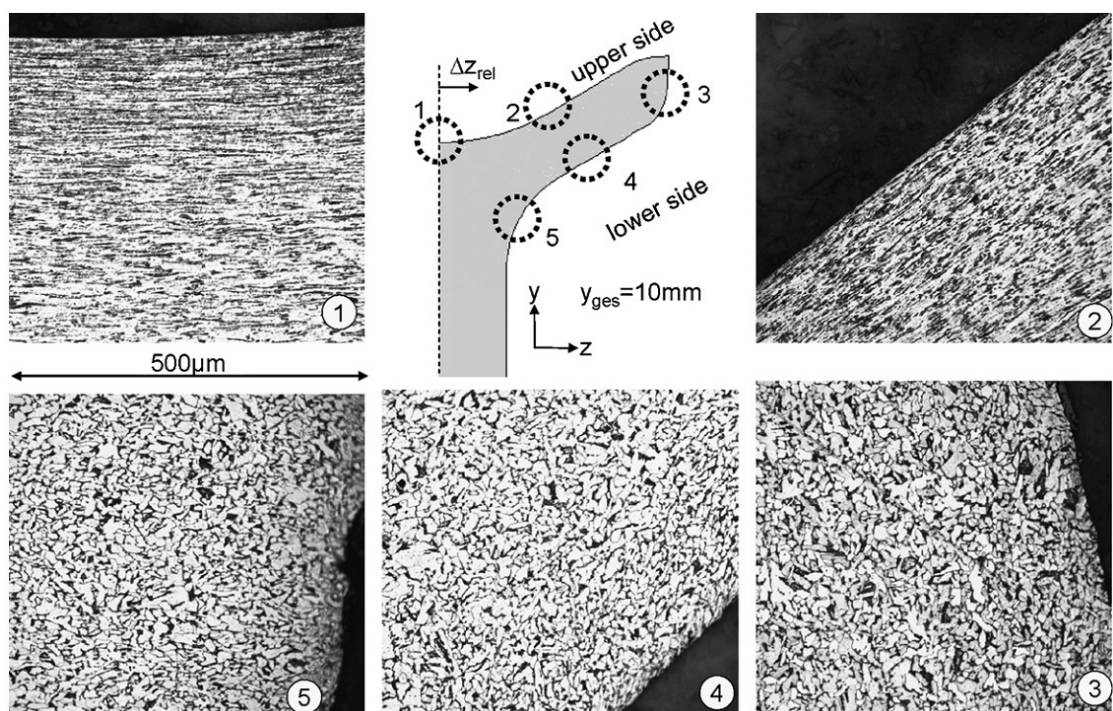


Abbildung 2.24: DD11, Lichtmikroskopische Aufnahmen des Gefüges eines Spaltprofils [Groche2007b]

Das Spaltprofilieren ist nach DIN 8580 ff den Verfahren der Druckumformung zuzuordnen. Durch die Relativbewegung des Blechbandes senkrecht zu den Rotationsachsen der verwendeten Walzen ist weiterhin eine Eingliederung in die Gruppe der Längswalzverfahren möglich. Die mit dem Werkstück in Berührung stehenden Werkzeugflächen sind hierbei nicht zylindrisch oder

kegelmantelförmig, so dass eine abschließende Einordnung in die Klasse „Profillängswalzen von Vollkörpern“ sinnvoll ist [Groche2006b].

## 2.5 Fragestellung der Arbeit

Aus dem bisherigen Wissen über Spaltprofilieren leiten sich folgende Fragestellungen für diese Arbeit ab:

- Welche Dehnungen treten in Spaltprofilen auf?
- Wie können die hohen erwarteten Dehnungen des Spaltprofilierens vom Werkstoff aufgenommen werden?
- Wie ändert sich das Gefüge während des Spaltprofilierens?
- Welche mechanischen Eigenschaften ergeben sich für Spaltprofile?
- Welche Korrelation besteht zwischen Gefüge und mechanischen Eigenschaften?
- In welche Richtungen liegen Gradienten (Gefüge, mechanische Eigenschaften) in Spaltprofilen vor?
- Inwieweit ist Spaltprofilieren mit anderen SPD-Methoden vergleichbar?

# 3 Versuchsdurchführung

## 3.1 Werkstoffe

### 3.1.1 ZStE 500

Der in dieser Arbeit überwiegend verwendete Werkstoff ist ZStE 500, ein zum Tiefziehen entwickelter, niedriglegierter, hochfester Feinkornstahl. Der kaltgewalzte Stahl stand als Platinenmaterial in einer Blechdicke von 2 mm zur Verfügung.

Für die chemische Zusammensetzung bestehen für diese Stahlgüte keine genauen Vorgaben. Die Zusammensetzung der verwendeten Platinen wurde von der Fa. C.D. WÄLZ HOLZ mithilfe eines Funkenspektrometers bestimmt, Tabelle 3.1.

Tabelle 3.1: ZStE 500, chemische Zusammensetzung (in Gew.-%)

| C    | Mn   | Cr  | Ti    | Nb    | Al    | P    | S     | Si    | Fe   |
|------|------|-----|-------|-------|-------|------|-------|-------|------|
| 0,07 | 0,71 | 0,1 | 0,002 | 0,034 | 0,016 | 0,01 | 0,006 | 0,047 | Rest |

Die Bezeichnung ZStE 500 enthält die Vorgabe für die Herstellung und die mechanischen Eigenschaften. Das *Z* in ZStE bezeichnet kaltgewalzte Stahlgüten, *500* gibt die Mindeststreckgrenze (in MPa) in eine der drei Richtungen 0 °, 45 ° und 90 ° zur Walzrichtung vor. Eine alternative Bezeichnung für diese Stahlgüte ist H480LA, wobei *480* hier für die über alle drei Richtungen gemittelte Mindeststreckgrenze in MPa steht, *LA* bedeutet low alloyed.

### 3.1.2 RAWAEL® 80s

RAWAEL® 80s ist eine Stahlgüte, die vom Stahlhersteller C.D. WÄLZ HOLZ entwickelt wurde. Die chemische Zusammensetzung (Tabelle 3.2), die vom Hersteller funktenspektrometrisch bestimmt wurde, erlaubt eine Zuordnung in die Klasse der mikrolegierten Stähle. Nach einer Einteilung über die Festigkeit wird er als höchstfester Stahl klassifiziert. RAWAEL® 80s ist für die Kaltumformung vorgesehen. Die verwendete Blechdicke beträgt 2 mm. Eine Vorgabe über die chemische Zusammensetzung oder die mechanischen Eigenschaften lag nicht vor.

Tabelle 3.2: RAWAEL® 80s, chemische Zusammensetzung (in Gew.-%)

| C     | Si    | Mn    | P     | S     | Al    | Ti    | Nb    | Fe   |
|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| 0,041 | 0,020 | 1,420 | 0,013 | 0,004 | 0,022 | 0,003 | 0,081 | Rest |

### 3.1.3 DD11

Bei der Stahlgüte DD11 (ehemals StW22, Werkstoffnr. 1.0332) handelt es sich um einen warmgewalzten, unlegierten Qualitätsstahl [Wegst1998]. Als Ausgangsmaterial dienten Platinen mit einer Dicke von 6 mm. Die vorgegebene chemische Zusammensetzung kann Tabelle 3.3 entnommen werden. Deren Einhaltung wurde nicht überprüft.

Tabelle 3.3: DD11, chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) [Wegst1998]

| C      | Si     | Mn          | P       | S       | N       | Fe   |
|--------|--------|-------------|---------|---------|---------|------|
| ≤ 0,10 | Spuren | 0,20 – 0,45 | ≤ 0,035 | ≤ 0,035 | ≤ 0,007 | Rest |

Die untere Streckgrenze  $R_{el}$  liegt zwischen 170 und 350 MPa, die Zugfestigkeit  $R_m$  bis maximal 440 MPa vorgegeben.

Alle Stähle wurden vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) zur Verfügung gestellt. Die beiden als Dünnblech (2 mm) vorliegenden Stahlgüten ZStE 500 und RAWAEL<sup>®</sup> 80s wurden von der Fa. C.D. WÄLZHOLZ bezogen.

## 3.2 Spaltprofilieren

Die Profile wurden an einer Versuchsanlage des PtU im Reversierbetrieb gefertigt. Die beiden als Dünnblech (2 mm) vorliegenden Bleche aus ZStE 500 und RAWAEL<sup>®</sup> 80s wurden beidseitig, das DD11-Dickblech (6 mm) wurde einseitig spaltprofiliert. Die bei beidseitigem Spaltprofilieren erreichbare Gesamspalttiefe war vom Werkzeug auf  $y_{ges} = 20$  mm je Spaltprofilierseite limitiert. Die für die unterschiedlichen Werkstoffe verwendeten Parameter sind der nachfolgenden Tabelle 3.4 zu entnehmen.

**Tabelle 3.4: Parameter der Spaltprofile aus ZStE 500, RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11**

| Werkstoff               | Blechdicke<br>[mm] | Flanschdicke<br>[mm] | Stiche | $y_{ink}$<br>[mm] | $y_{ges}$<br>[mm] | $\alpha$ [°] |
|-------------------------|--------------------|----------------------|--------|-------------------|-------------------|--------------|
| ZStE 500                | 2                  | 1                    | 20     | 1                 | 20                | 10           |
| RAWAEL <sup>®</sup> 80s | 2                  | 1                    | 20     | 1                 | 20                | 10           |
| DD11                    | 6                  | 3                    | 110    | 0,5               | 55                | 30           |

Das entstandene Spaltprofil setzt sich aus einem Steg und zwei Flanschen zusammen, Abbildung 3.1. Die Stegdicke entspricht der Ausgangsblechdicke. Die Dicke der Flansche entspricht der halben Blechdicke. Der Übergang vom Steg in die Flansche (Oberseite) wird als Spaltgrund bezeichnet. Der Radius des Spaltgrundes entspricht dem Radius der stumpfwinkligen Spaltwalze. Der Radius beim Übergang vom Steg in die Flansche an der Flanschunterseite ist durch den Radius der Hilfswalzen vorgegeben. Der Flanschwinkel  $\alpha$  ist ebenfalls über die Spaltwalze vorgegeben.

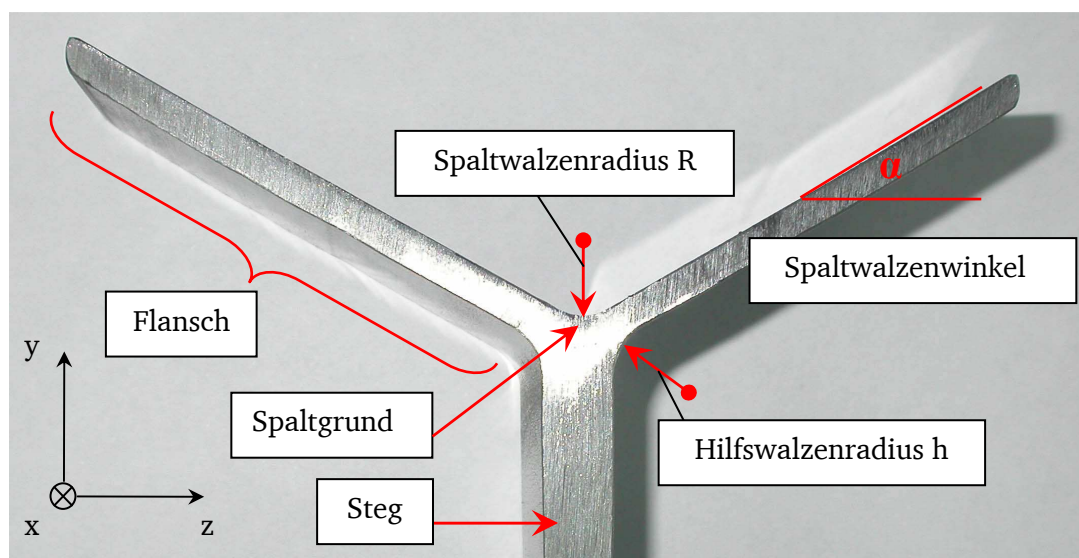


Abbildung 3.1: Bezeichnetes Spaltprofil (schematisch)

An den Spaltprofilen der unterschiedlichen Werkstoffe wurden Untersuchungen zum Gefüge und zu den mechanischen Eigenschaften durchgeführt. Zur Gefügecharakterisierung wurden überwiegend EBSD-Messungen über den Profilquerschnitt vorgenommen. Die mechanischen Eigenschaften wurden über verschiedene Härteverläufe senkrecht und parallel zur Flanschoberseite bestimmt, Abbildung 3.2. Zusätzlich zu diesen Untersuchungen wurden den Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE 500 Zugproben in Längs- und Querrichtung entnommen.

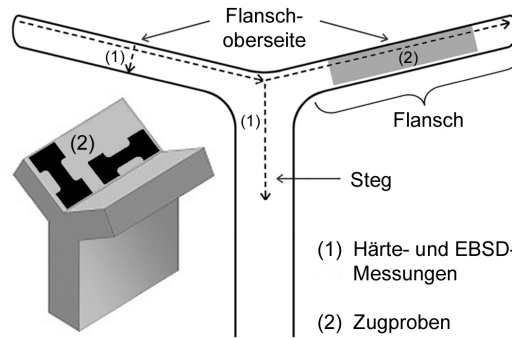


Abbildung 3.2: Darstellung der durchgeführten Experimente und Probenentnahme am Profilschema

### 3.3 Gefügecharakterisierung

#### 3.3.1 Probenpräparation

Die zu untersuchenden Probenabschnitte wurden mithilfe einer Bügelsäge aus dem Ausgangsmaterial bzw. Spaltprofil herausgetrennt. Die herausgetrennten Proben wurden für Härtemessungen und lichtmikroskopische Untersuchungen in Bakelit, für elektronenmikroskopische Untersuchungen in Bakelit mit Grafitzusatz in einer Predopress der Fa. STRUERS bei ca. 180 °C warm eingebettet. Anschließend wurden sie auf SiC-Papier abnehmender Körnungen manuell auf einer Schleifmaschine des Typs Alpha der Fa. BUEHLER geschliffen (320, 500, 800, 1000, 2500, 4000). Zwischen den einzelnen Schleifschritten wurden die Proben unter fließendem Wasser abgespült.

Bei mikroskopischen Untersuchungen an Flachschliffen spielt auf Grund des Gefügegradienten senkrecht zur Flanschoberseite die abgetragene Materialdicke eine entscheidende Rolle bei der Auswertung der Gefüge. Zur Kontrolle der abgeschliffenen Materialdicke wurden vor dem Schleifen Härteeindrücke mit großer Last in die Proben gesetzt und vermessen. Während des Schleifens wurden die Eindrücke erneut vermessen und so der Abtrag berechnet.



Für die nachfolgenden Polierschritte wurden Diamantsuspensionen der Körnungen 3 und 1  $\mu\text{m}$  auf verschiedenen harten Tüchern der Fa. STRUERS (Dur und Nap) verwendet. Die Poliervorgänge erfolgten halbautomatisch auf einer Phoenix 4000 (BUEHLER) bzw. manuell auf einer TG 250 (JEAN WIRTZ). Vor und nach jedem Polierschritt wurden die Proben im Ultraschallbad in Ethanol gereinigt.

Zur Gefügekontrastierung für die lichtmikroskopische Untersuchung des Ausgangsmaterials wurde für alle Stähle eine 2 %ige Nital-Ätzlösung ( $\text{HNO}_3$  in Ethanol) verwendet. Die Ätzzeit betrug 5-10 s.

Da die Qualität der EBSD-Messungen maßgeblich von der Rauheit der Probenoberfläche abhängt, wurden die EBSD-Proben zusätzlich mindestens 3 h auf einem Vibrations-Poliergerät der Fa. JEAN WIRTZ mit einer 50 nm-Mischoxidsuspension, bestehend aus  $\text{SiO}_2$  und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Masterpolish von BUEHLER), poliert.

### 3.3.2 Mikroskopie

Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden an einem Auflichtmikroskop Axiophot der Fa. ZEISS mit angeschlossenem Messrechner und zugehöriger Digitalkamera durchgeführt. Für rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen wurde ein DSM 962 der Fa. ZEISS mit Wolframkathode bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV verwendet. Die EBSD-Untersuchungen wurden an metallografischen Schliffen an einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop mit Feldemissionskathode (XL30-FEG) der Fa. PHILIPS mit angeschlossenem EDAX TSL EBSD-System durchgeführt. Die Beschleunigungsspannung betrug 20 kV, der Verkipfungswinkel der Probe gegenüber dem einfallenden Elektronenstrahl betrug  $70^\circ$ . Zur Datenerfassung und -verarbeitung wurde die TSL OIM Data Collection Software Version 4 verwendet. Die maximale Aufnahmegeschwindigkeit während des Messvorgangs betrug 20 fps.

Das Auflösungsvermögen dieses EBSD-Systems beträgt etwa  $2^\circ$ . Nach den jeweiligen Messungen wurde eine Clean-Up-Prozedur der Messwerte durchgeführt, bei der unzureichend sicher indizierte Messpunkte über sicher indizierte Nachbarpunkte angepasst oder für die Statistik nicht berücksichtigt wurden. Die Software ermöglicht eine quantitative Gefügebeschreibung durch Angabe von Korngrößen einzelner Körner, mittlerer Korngrößen sowie der Korngrößenverteilung. Hierfür ist ein Korn als vollständig umschlossener Bereich definiert, an dessen durchgehender Grenze zu Nachbarkörnern eine Verkipfung von mindestens  $2^\circ$  vorliegt.

Die Korngrößen werden als flächenbezogene Korngrößen angegeben. Hierbei wird die gemessene Kornfläche unabhängig von deren Form in eine globulare Fläche gleicher Größe umgerechnet. Deren Durchmesser wird als flächenbezogene Korngröße angegeben.

Mithilfe der verwendeten Software lassen sich die Verkipfungswinkel zweier Körner an einer Korngrenze, deren Verteilung und die prozentualen Anteile der gesamten Korngrenzlänge in Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) und Großwinkelkorngrenzen (GWKG) anzeigen. Die Definition eines Winkelintervalls für Klein- bzw. Großwinkelkorngrenzen erfolgt durch den Benutzer. Die gewählten Grenzwerte betragen für KWKG  $2 - 15^\circ$ , für GWKG  $> 15^\circ$ .

Die aus EBSD-Messungen gewonnenen Ergebnisse lassen sich auf verschiedene Weisen kombinieren und darstellen. In Abbildung 3.3 (a) ist eine Falschfarbendarstellung der Kornorientierung gezeigt („Inverse Pole Figure“, IPF), Abbildung 3.3 (b) stellt die zugehörige Farbverteilung dar. Abbildung 3.3 (a) enthält außerdem Informationen über die Korngrenzencharakteristik. So sind GWKG mit schwarzen Linien und KWKG mit weißen Linien dargestellt. In Abbildung 3.3 (c) ist die „Image Quality“ (IQ) als Graustufenverteilung zu sehen. Helle Graustufen entsprechen einer guten Patternqualität, an dem die Indizierung vorgenommen wird. In dieser Darstellung kann die Oberflächentopologie ähnlich einem Lichtmikroskop sichtbar gemacht werden. Je besser

eine Probe präpariert ist, desto heller ist diese Darstellung. Korngrenzen sind strukturell bedingt dunkel. In Abbildung 3.3 (d) sind die Abbildungsmodi von (a) und (c) übereinander gelegt (ohne Korngrenzendarstellung). Hierdurch ergibt sich ein Bild, dem sowohl die Oberflächentopologie als auch die Kornorientierung zu entnehmen ist.

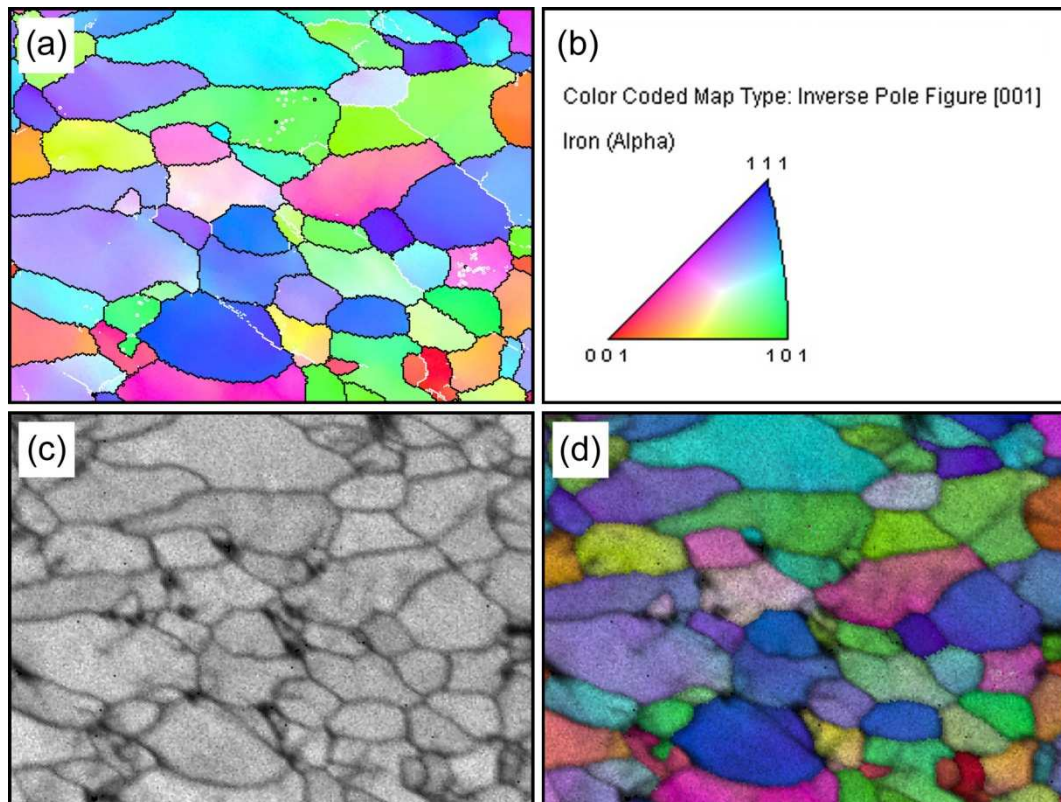


Abbildung 3.3: Darstellungsarten einer EBSD-Messung: (a) IPF mit Korngrenzendarstellung, (b) Falschfarbenkarte der Kornorientierung, (c) IQ, (d) IQ + IPF

### 3.3.3 Gefügeanalyse

Die aus EBSD-Messungen bestimmten flächenbezogenen Korngrößen enthalten keine Informationen über die Kornform, also die richtungsabhängigen Korndimensionen bzw. Korngrenzichten. Zur manuellen Bestimmung der Gefügeparameter mittlere Korndimensionen, mittlerer Kornstreckungsgrad oder der Phasenanteilsbestimmung wurde die Computersoftware Lince 2.4.2ß

verwendet, die eine digitale Auswertung am Rechner erlaubt. Das Programm verwendet zur Quantifizierung der einzelnen Parameter das Linienschnittverfahren.

Die Vorzugsrichtung der Körner spaltprofilierter Proben wurde an lichtmikroskopischen Aufnahmen des geätzten Flachschliffs der gesamten Flanschlänge in verschiedenen Tiefen aufgenommen. Der Winkel zwischen Gefügevorzugsrichtung und Flanschausbildungsrichtung wurde orts aufgelöst gemessen.

## **3.4 Mechanische Werkstoffcharakterisierung**

### **3.4.1 Härtemessungen**

Die Härtemessungen wurden nach Vickers durchgeführt. Hierfür wurde ein Kleinlastprüfer M-400-G2 der Fa. LECO verwendet. Die Last wurde, wenn nicht anders angegeben, zu 50 g gewählt.

Die Ausgangsmaterialien wurden auf allen drei Blechflächen vermessen. Im Flach- und Querschliff wurde jeweils der Verlauf über die Blechdicke vermessen, um gegebenenfalls Härteschwankungen nachweisen zu können. Alle Verläufe wurden mindestens zwei Mal gemessen. Im Flachschliff wurden die Eindrücke (mindestens 10) stochastisch über die Probenfläche verteilt. Einzel angegebene Härtewerte des Ausgangsmaterials entsprechen jeweils dem arithmetischen Mittelwert der zugehörigen Einzelmessungen. Als Fehlerbalken wurde die einfache Standardabweichung herangezogen.

Die Spaltprofile wurden im Querschliff vermessen. Hierbei wurden zwei verschiedene Verläufe untersucht. Verlauf A liegt parallel zur Flanschoberseite von einer Flanschspitze durch den Spaltgrund zur anderen Flanschspitze.

Dieser Verlauf wurde in verschiedenen Abständen zur Oberfläche gemessen. Verlauf B liegt senkrecht zu Verlauf A von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite bzw. vom Spaltgrund in den Steg. Die Abstände der einzelnen Eindrücke zueinander wurden variabel gestaltet und betrugen zwischen 50 und 500  $\mu\text{m}$ , Abbildung 3.2.

### 3.4.2 Zugversuche

Um die grundlegenden mechanischen Eigenschaften der Ausgangsbleche zu bestimmen, wurden den Werkstoffen ZStE 500 und DD11 Zugproben längs ( $0^\circ$ ), quer ( $90^\circ$ ) und diagonal ( $45^\circ$ ) zur Walzrichtung Zugproben entnommen und im einachsigen Zugversuch geprüft. Auf Grund der unterschiedlichen Platinengrößen wurden unterschiedliche Probengeometrien verwendet. Die Proben aus ZStE 500 hatten eine Messlänge  $L_0 = 55 \text{ mm}$  und eine Probenbreite  $B_0 = 10 \text{ mm}$  bei einer Blechdicke  $D_0 = 2 \text{ mm}$ . Die Maße der DD11-Proben betrugen  $L_0 = 120 \text{ mm}$ ,  $B_0 = 20 \text{ mm}$  und  $D_0 = 6 \text{ mm}$ .

Zur Ermittlung des quantitativen Zusammenhangs zwischen Härte und Fließgrenze bei ZStE 500 wurden Zugproben nach verschiedenen plastischen Dehnungen gestoppt. Von diesen vorverformten Proben wurden metallografische Schlitze angefertigt und daran die Härte bestimmt.

Zur Charakterisierung des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens des Flansches wurden sowohl aus dem Flansch als auch aus dem ZStE 500-Ausgangsblech Zugproben mit identischer Geometrie gefertigt. Im Flansch wurden Proben längs und quer zur Spaltprofilierichtung entnommen. Die Flanschunterseite wurde planparallel zur Oberseite und das Ausgangsmaterial von 2 mm auf eine Dicke von jeweils 0,8 mm abgeschliffen. Die Messlänge aller Proben betrug 3 mm, die Messbreite 2 mm, Abbildung 3.4. Zur genaueren Analyse des Eigenschaftsgradienten wurden Flanschproben zum einen von der Flanschunterseite, zum anderen von der Flanschoberseite auf eine Dicke von 400  $\mu\text{m}$  geschliffen.

Zur Unterscheidung sind die Flanschproben unterschiedlicher Dicke mit „spaltprofiliert, 0 – 800  $\mu\text{m}$ “ für die gesamte Flanschdicke, „spaltprofiliert, 0 – 400  $\mu\text{m}$ “ für die obere Hälfte und „spaltprofiliert, 400 – 800  $\mu\text{m}$ “ für die untere Hälfte der Flanschdicke bezeichnet.

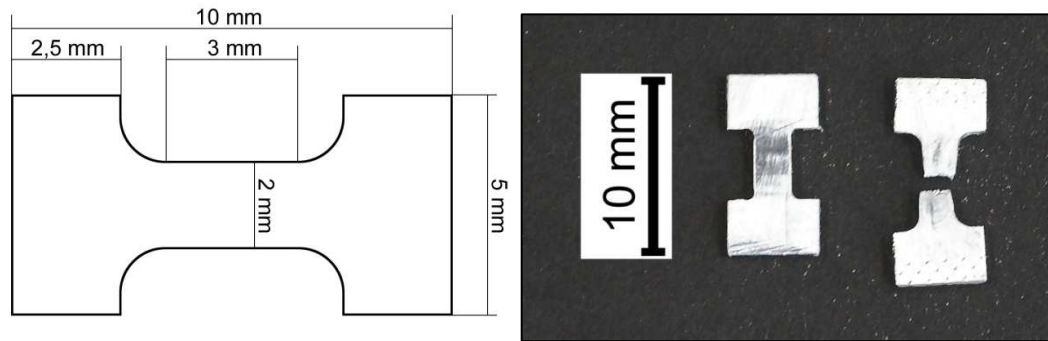


Abbildung 3.4: Probengeometrie der Flachzugproben (links), Probe vor und nach dem Zugversuch (rechts)

Alle Proben wurden auf einer elektromechanischen INSTRON 5569 Universalprüfmaschine bei konstanter Traversengeschwindigkeit bis zum Bruch gefahren. Die Anfangsdehnrates betrug für alle Probengeometrien  $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Der Elastizitätsmodul im Flansch konnte aufgrund der geringen Probengröße nicht bestimmt werden.

Von einer Zugprobe wurde nach dem Versagen im Zugversuch ein metallografischer Schliff in Längsrichtung entlang der Mittelachse hergestellt. Hieran wurden lichtmikroskopische Untersuchungen und Härtemessungen in der Einschnürungszone durchgeführt.

# 4 Ergebnisse

## 4.1 Ausgangsmaterial

### 4.1.1 ZStE 500

Der kaltgewalzte Werkstoff ZStE 500 besteht aus einer ferritischen Matrix mit Zementit-Ausscheidungen ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) an den Korngrenzen, Abbildung 4.1. Die mittlere Korngröße des Blechs wurde lichtmikroskopisch zu  $6\text{ }\mu\text{m}$  bestimmt. Die Körner sind auf Grund der Kaltwalzstiche während des Herstellungsprozesses in Walzrichtung gelängt. Im Längsschliff ergibt sich ein Kornstreckungsgrad von 2.

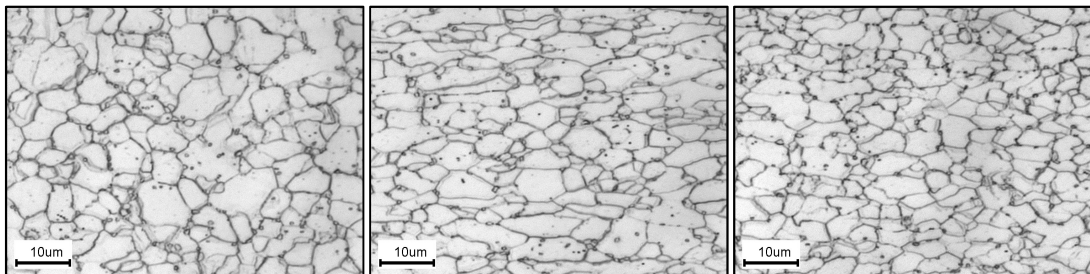


Abbildung 4.1: ZStE 500, Ausgangsmaterial in Flach-, Längs- und Querschliff

Vergleichende Messungen des Ausgangsgefüges von ZStE 500 mittels EBSD zeigen die Unterschiede der beiden mikroskopischen Verfahren auf. Die Darstellung der IPF gibt die Orientierung des Gitters zur Oberfläche mithilfe einer Falschfarbenverteilung an, Abbildung 4.2. Diese Darstellung wird in dieser Arbeit genutzt, um neben der Kornorientierung die unterschiedlichen Korngrenzen darzustellen. Unterschieden wird zwischen Kleinwinkelkorn-

grenzen (KWKG,  $2 - 15^\circ$ ) und Großwinkelkorngrenzen (GWKG,  $> 15^\circ$ ). KWKG werden durch weiße, GWKG werden durch schwarze Linien markiert. Für den Ausgangszustand des ZStE 500-Blechs ergibt sich bei der EBSD-Auswertung im Querschliff eine mittlere flächenbezogene Korngröße von  $3,5 \mu\text{m}$  mit einem Anteil an GWKG von 33,4 %. Da bei EBSD-Messungen im Gegensatz zu lichtmikroskopischen Untersuchungen auch KWKG detektiert und in die Auswertung mit einbezogen werden, ist hierbei die flächenbezogene Korngröße kleiner.

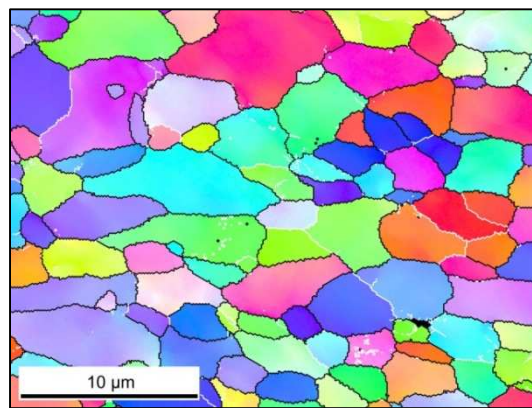


Abbildung 4.2: ZStE 500, Ausgangsmaterial in EBSD-Darstellung (IPF), Querschliff

#### 4.1.2 RAWAEL<sup>®</sup> 80s

Der mikrolegierte Stahl RAWAEL<sup>®</sup> 80s besteht aus einer ferritischen Matrix (hell) und einem Perlitanteil von 5 Vol.-% (dunkel), Abbildung 4.3.

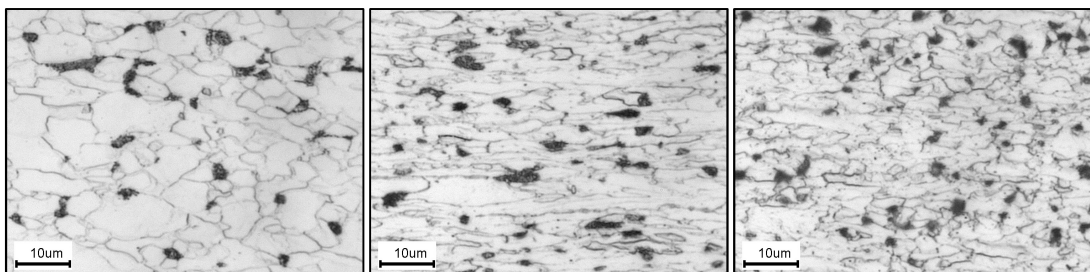


Abbildung 4.3: RAWAEL<sup>®</sup> 80s, Ausgangsmaterial in Flach-, Längs- und Querschliff



Die Ferrit-Korngröße beträgt etwa  $7\,\mu\text{m}$ . Die Körner besitzen eine in Walzrichtung gestreckte Kornform, die aus den Kaltwalzschritten während der Herstellung resultiert. Der Streckungsgrad im Längsschliff beträgt 2,6.

Aus EBSD-Messungen ergibt sich für RAWAEL<sup>®</sup> 80s eine mittlere Korngröße von  $4,2\,\mu\text{m}$  bei einem GWKG-Anteil von 31,4 %, Abbildung 4.4. Die Korngröße ist wegen der KWKG-Struktur des Kaltwalzvorganges kleiner als lichtmikroskopisch bestimmt.

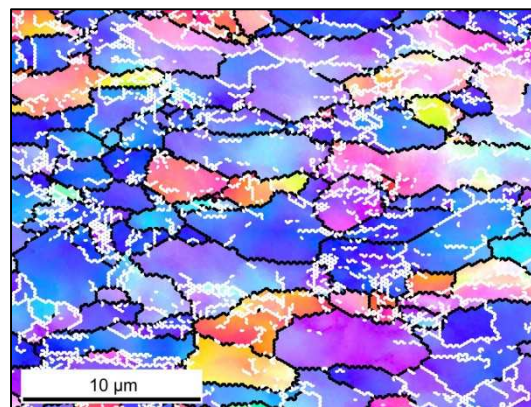


Abbildung 4.4: RAWAEL<sup>®</sup> 80s, Ausgangsmaterial in EBSD-Darstellung, Querschliff

#### 4.1.3 DD11 (StW22)

Der Baustahl DD11 besteht aus einem ferritisch-perlitischen Gefüge. Der Ferrit wird bei der hier verwendeten Nital-Ätzung weiß, der Perlit schwarz bzw. lamellar schwarz-weiß dargestellt. Die Korngröße der ferritischen Matrix beträgt etwa  $16\,\mu\text{m}$ . Da diese Bleche in einem Warmwalzprozess hergestellt wurden, besitzen die Körner keine Vorzugsorientierung. Abbildung 4.5 zeigt das Gefüge von DD11 im Flach-, Längs- und Querschliff. Längs- und Querschliff wurden in einem Abstand von ca. 2 mm zur Blechoberseite aufgenommen.

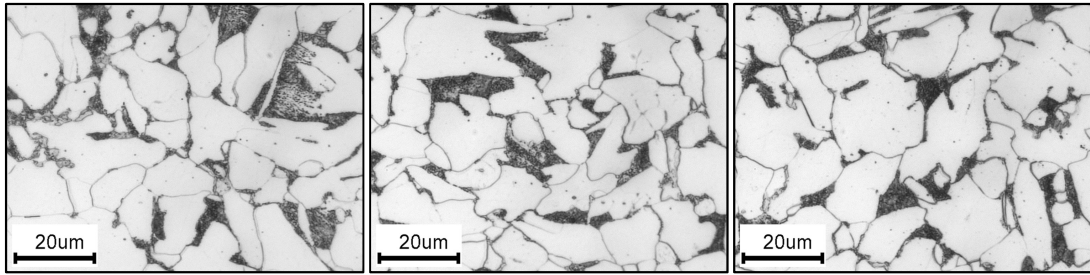


Abbildung 4.5: DD11, Ausgangsmaterial in Flach-, Längs- und Querschliff  
(Längs- und Querschliff: ca. 2 mm Abstand zur Blechoberseite)

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen des Gefüges zeigen Seigerungen über den Blechquerschnitt. Mit zunehmendem Abstand zur Blechoberseite nimmt der Perlitanteil kontinuierlich zu und ist in der Blechmitte mit etwa 30 Vol.-% am größten, Abbildung 4.6. Der mittlere Anteil beträgt etwa 15 Vol.-%.

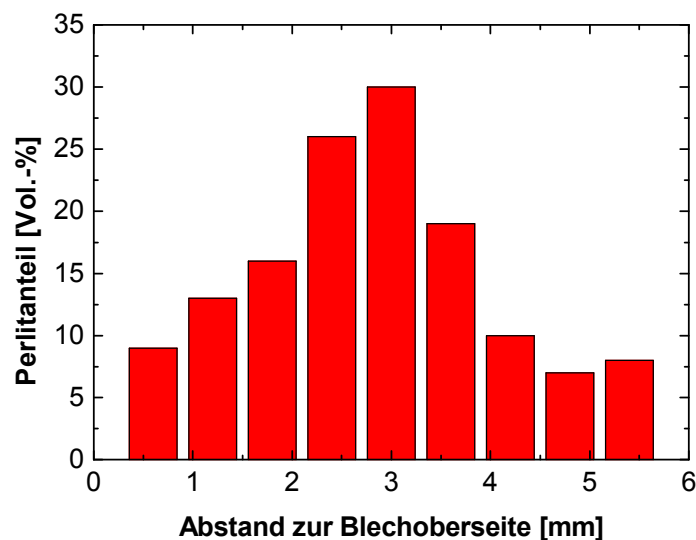


Abbildung 4.6: DD11, Perlitanteil über die Blechdicke

Auf Grund des Herstellungsprozesses durch Warmwalzen ist der Anteil an KWKG bei DD11 sehr gering. Dadurch ergeben sich aus der lichtmikroskopi-

schen Korngrößenbestimmung und aus EBSD-Messungen vergleichbare Werte ( $16\ \mu\text{m}$ ). Der GWKG-Anteil beträgt 74 %, Abbildung 4.7.

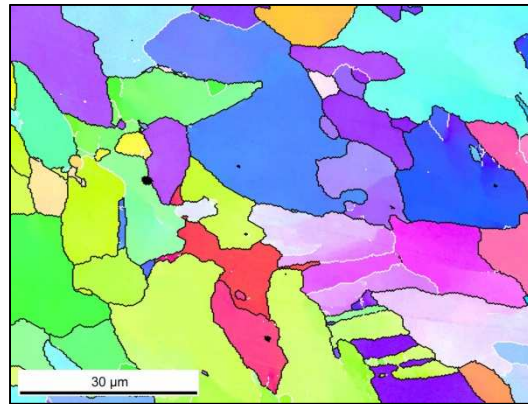


Abbildung 4.7: DD11, Ausgangsmaterial in EBSD-Darstellung, Querschliff

## 4.2 Geometrie der Spaltprofile

### 4.2.1 ZStE 500

Durch beidseitiges Spaltprofilieren der 2 mm-Bleche aus ZStE 500 entsteht ein Spaltprofil, bestehend aus dem Steg und zwei Flanschen, die aus den Bandkanten gewalzt wurden, Abbildung 4.8. Die Stegdicke entspricht mit 2 mm der des Ausgangsblechs. Die einstellbare Flanschdicke ergibt sich aus dem schmalsten Zwischenraum zwischen Spalt- und Hilfswalzen und beträgt bei den hier betrachteten symmetrischen Profilen für alle vier Flansche 1 mm. Die Flanschlänge nimmt mit zunehmender Spalttiefe zu. Die Flansche haben nach einer Gesamspalttiefe  $y_{\text{ges}} = 20\ \text{mm}$  eine Spannweite von 26 mm. Der Flanschwinkel  $\alpha$  beträgt  $10^\circ$ , die Flanschlänge entspricht also etwa der halben Flanschspannweite. Das Profil konnte bis zum Erreichen der Werkzeuggrenze bei 20 mm Zustellung pro Seite rissfrei hergestellt werden. Die Geometriebezeichnung nach Nomenklatur lautet für den 2 mm-Werkstoff  $\alpha 10\text{R}4\text{h}2\text{s}_02\text{s}_\text{f}1$  [Groche2006a, Groche2006b].

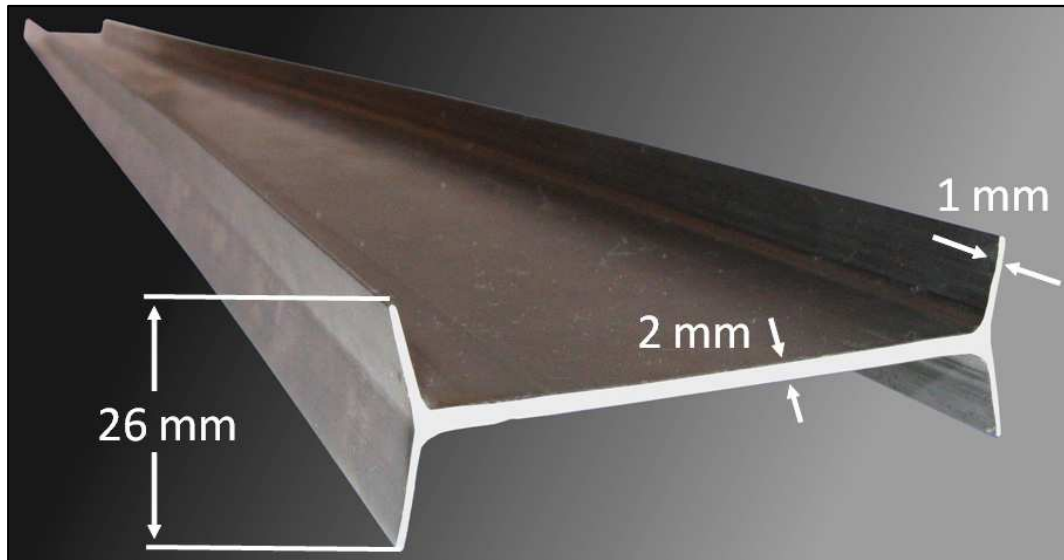


Abbildung 4.8: ZStE 500, beidseitig spaltprofiliertes Dünnsblech (2 mm)

Auf Grund von Fertigungstoleranzen sind die gefertigten Spaltprofile nicht ganz symmetrisch. Der Spaltgrund befindet sich nicht exakt in der Blechmitte. Dadurch ergeben sich zwei unterschiedlich dicke Flansche, die sich auch in ihrer Länge unterscheiden. Der dickere Flansch bildet die größere Länge aus. Die Unterschiede in der Flanschdicke betragen etwa 0,2 mm, in der Flanschlänge 1,5 mm.

Unter dem Spaltgrund kommt es zu einer leichten Aufdickung im Steg. Diese resultiert aus einem Auffedern der Hilfswalzen im Werkzeug während des Spaltprofilierprozesses. Die Aufdickung beträgt etwa 0,5 mm.

Spaltprofile aus ZStE 500 zeigen an den Flanschunterseiten deutliche Riefenbildung. Diese resultiert aus dem Kontakt mit der Hilfswalze. Hierbei drückt sich der Kantenradius der Hilfswalzen in die Kontur der Flansche. Außerdem wird der Steg während des Umformprozesses auf Grund des zu wenig steifen Werkzeugs aufgedickt, Abbildung 4.9.

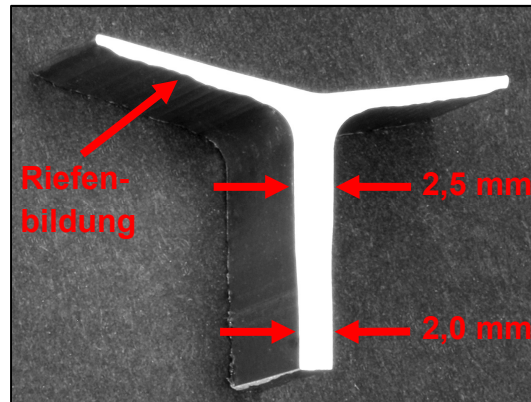


Abbildung 4.9: ZStE 500, Riefenbildung an der Flanschunterseite und Aufdickung im Steg

#### 4.2.2 RAWAEL<sup>®</sup> 80s

Die Geometrie des Profils aus RAWAEL<sup>®</sup> 80s entspricht der des ZStE 500-Profils,  $\alpha 10R4h2s_02s_f1$ . Auch dieser Stahl ließ sich bis zum Erreichen der maximalen Gesamtpalattiefe des Werkzeugs von 20 mm pro Seite versagensfrei spaltprofilieren. Die resultierende Flanschspannweite ist 26 mm. Somit entspricht das gefertigte Profil aus RAWAEL<sup>®</sup> 80s in seiner Geometrie und seinen Abmessungen demjenigen aus ZStE 500 in Abbildung 4.8. Die Unterschiede in den Flanschdicken und -längen entsprechen denen der ZStE 500-Profile, ebenso die Aufdickung im Steg von 0,5 mm. Die Riefenbildung an der Flanschunterseite, wie für ZStE 500 beschrieben, tritt bei RAWAEL<sup>®</sup> 80s ebenfalls auf.

#### 4.2.3 DD11

Im einseitig spaltprofilierten Bauteil aus DD11 ergibt sich eine Y-Geometrie, bei der aus einer Bandkante zwei Flansche ausgebildet werden und die zweite Bandkante des Blechs bestehen bleibt, Abbildung 4.10. Die Dicke des Stegs mit 6 mm entspricht der des Ausgangsmaterials. Die Flanschdicke beträgt für beide Flansche  $\sim 3$  mm. Die Flansche haben eine Spannweite von 85 mm, die durch

eine Gesamtspalttiefe  $y_{\text{ges}} = 55 \text{ mm}$  in 110 Stichen erzielt wurde. Die zwei Flansche besitzen nicht die gleiche Länge. Für den verwendeten Flanschwinkel  $\alpha = 30^\circ$  ergeben sich Flanschlängen von 51 bzw. 45 mm. Die Unterschiede in der Dicke betragen etwa 0,4 mm. Die Geometriebezeichnung lautet  $\alpha 30R5h5s_06s_f3$  [Groche2007b]. Im Gegensatz zu den beiden Dünnschichten tritt bei DD11 keine Riefenbildung an der Flanschunterseite auf. Die Stegaufdickung von 0,5 mm entspricht hingegen denen von ZStE 500 und RAWAEL<sup>®</sup> 80s. Auf Grund der dreifachen Blechdicke ist die relative Aufdickung deutlich geringer.

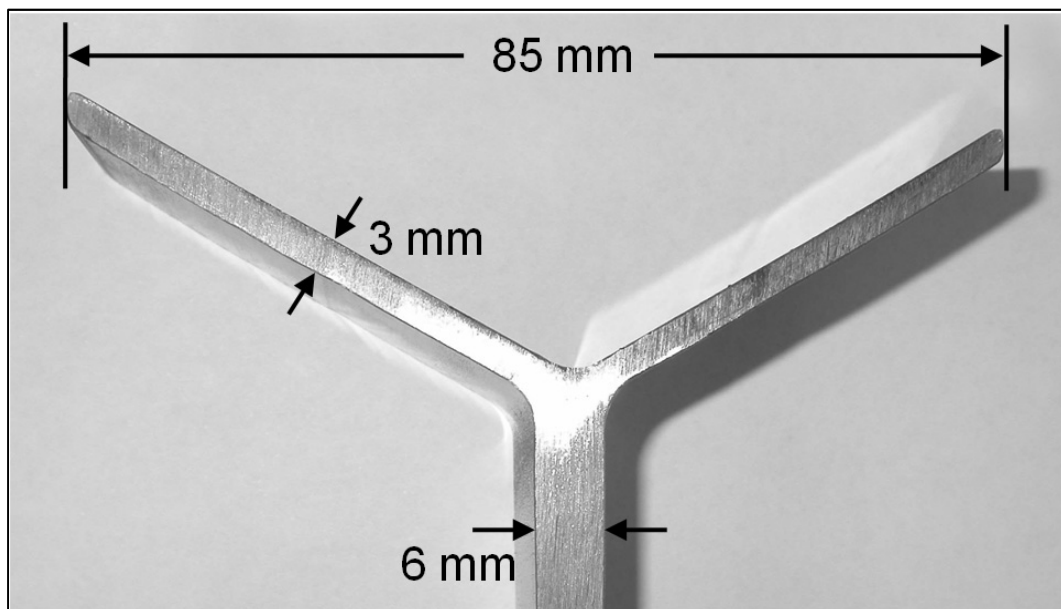


Abbildung 4.10: DD11, einseitig spaltprofiliertes Dickblech (6 mm)

### 4.3 Gefüge in Spaltprofilen

Spaltprofile besitzen steile Gefüge- und daraus resultierende Eigenschaftsgradienten, Abbildung 4.11. An der Oberseite der Flansche und des Spaltgrundes liegt UFG Gefüge mit Korngrößen  $< 1 \mu\text{m}$  vor. Das Gefüge ist parallel zur Oberseite über die Flansche und den Spaltgrund konstant. Senkrecht zur Flanschoberseite besteht ein Gradient in der Korngröße. Die Korngröße steigt

mit zunehmendem Abstand zur Oberseite an. An den Flanschspitzen liegt neben dem Gradienten senkrecht zur Flanschoberseite noch ein zweiter Gefügegradient parallel zur Flanschoberseite vor. Je geringer der Abstand zur Flanschspitze, desto größer ist die vorliegende Korngröße.

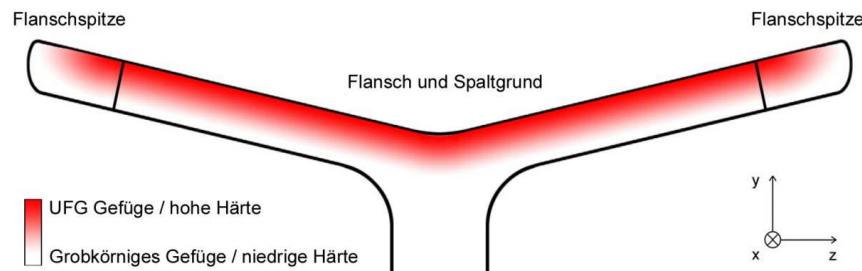


Abbildung 4.11: Schematische Darstellung der Gefüge- und Härteverteilung in Spaltprofilen

#### 4.3.1 ZStE 500

Das Gefüge von Spaltprofilen aus ZStE 500 ist im Spaltgrund und in den Flanschen an der Oberseite lichtmikroskopisch nicht auflösbar, Abbildung 4.12 (a-b). Es sind lediglich parallel zur Oberfläche verlaufende Fließlinien zu sehen, die in ihrer Richtung der Flanschausbildungsrichtung entsprechen. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite verbessert sich die Darstellbarkeit, Abbildung 4.12 (c-d). Jedoch ist nur an der Flanschunterseite und im Steg (ab  $1000\ \mu\text{m}$  unter dem Spaltgrund) eine annähernd globulare Kornform sichtbar, Abbildung 4.12 (e-f). Im Steg ist ab einer Tiefe von etwa 2 mm das Ausgangsgefüge mit seiner ursprünglichen Vorzugsorientierung wiederzufinden, Abbildung 4.12 (g). An den Flanschspitzen liegt ein, verglichen zur Flanschoberseite, nur leicht kaltverformtes Gefüge des Ausgangsmaterials vor, Abbildung 4.12 (h). Mit zunehmendem Abstand zur Flanschspitze stellt sich an der Oberseite die beschriebene Vorzugsorientierung der Körner ein. Der gesamte charakteristische Bereich des Bauteils über den Spaltgrund und einen Großteil der Flansche ist somit lichtmikroskopisch nicht erfassbar.



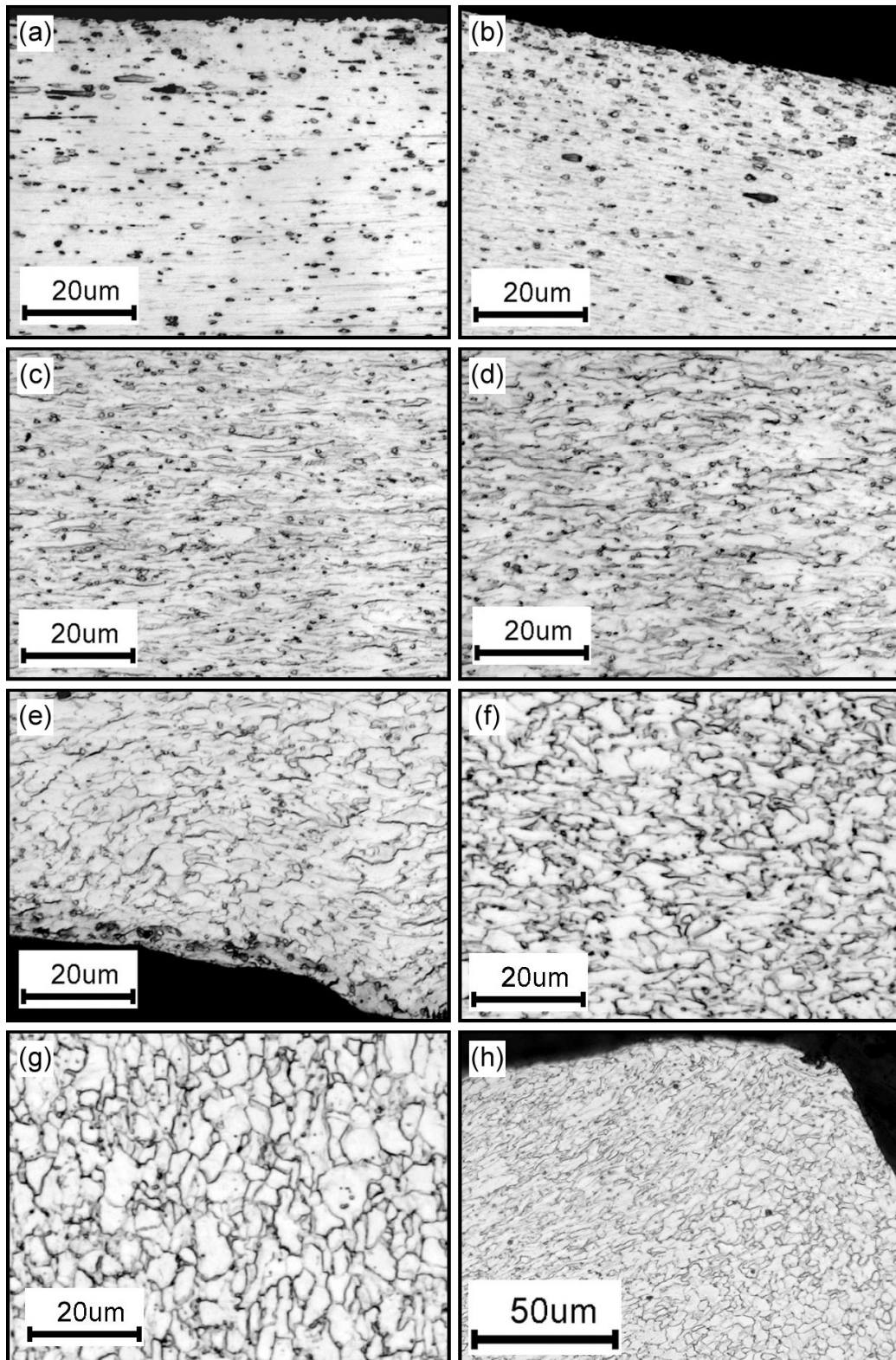


Abbildung 4.12: ZStE 500, lichtmikroskopische Aufnahmen des Spaltprofils:  
 (a) Spaltgrund, (b) Flanschoberseite, (c) 200  $\mu\text{m}$  Tiefe, (d) 500  $\mu\text{m}$  Tiefe,  
 (e) 1000  $\mu\text{m}$  Tiefe (Flanschunterseite), (f) 1000  $\mu\text{m}$  Tiefe (Steg),  
 (g) 2000  $\mu\text{m}$  Tiefe (Steg), (h) Flanschspitze



Flachschliffe des Flansches zeigen eine Zeiligkeit des Gefüges in der Ebene der Flanschoberseite (x-z-Ebene). Die Richtung ist abhängig vom Abstand zum Spaltgrund. Im Spaltgrund liegt die Zeiligkeit in Flanschausbildungsrichtung (z-Richtung) vor. Diese Richtung wird mit  $0^\circ$  bezeichnet, Abbildung 4.13, links. Mit zunehmendem Abstand zum Spaltgrund dreht die Vorzugsorientierung und erreicht nach ca. 3 mm ihren Maximalwert von  $35^\circ$ , Abbildung 4.13, rechts. Dieser bleibt über den Flansch konstant, bis die Orientierung innerhalb von 3 mm bis zur Flanschkante wieder auf  $0^\circ$  zurückgeht, Abbildung 4.14. Dieser Verlauf tritt unabhängig vom Abstand zur Flanschoberseite auf.

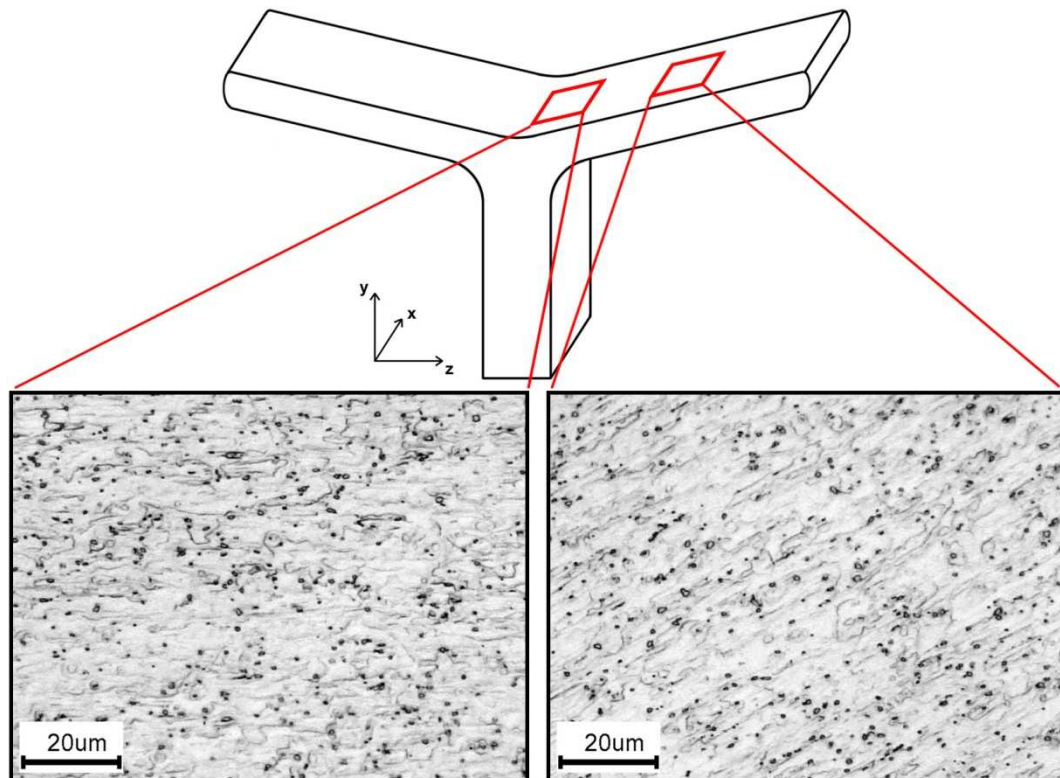


Abbildung 4.13: ZStE 500, Gefüge im Flachschliff  $50\text{ }\mu\text{m}$  unter der Flanschoberseite im Spaltgrund (links) und der Flanschkante (rechts)

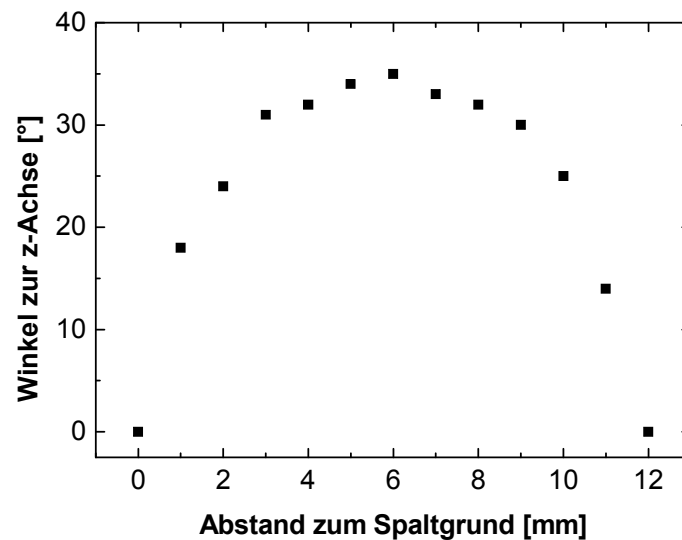


Abbildung 4.14: ZStE 500, Verlauf der Gefügeorientierung in der x-z-Ebene über die Flanschlänge

Zur Untersuchung der lichtmikroskopisch nicht auflösbaren Bereiche wurden EBSD-Aufnahmen an einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (HREM) durchgeführt. Mit der an diesem Gerät vorliegenden lateralen Auflösung lassen sich die Gefügestrukturen auch im höchstverformten Bereich nahe der Oberseite darstellen.

### Gefüge senkrecht zur Flanschoberseite

In den höchst verformten Bereichen an der Oberseite der Flansche und des Spaltgrundes besitzen Spaltprofile aus ZStE 500 ein UFG Gefüge mit flächenbezogenen Korngrößen von etwa 280 nm. Die Gefügestruktur zeigt bei höherer lateraler Auflösung die lichtmikroskopisch gefundene Zeiligkeit. Die Körner besitzen in der y-z-Ebene (Querschliff) einen hohen Streckungsgrad und liegen entsprechend der bevorzugten Fließrichtung des Materials parallel zur Flanschoberseite. Die kleinsten Kornabmessungen liegen senkrecht zur

Flanschoberseite und sind an der Oberseite im Mittel 80 nm. Diese Abmessungen finden sich auch in der x-y-Ebene (Längsschliff) wieder, allerdings sind hier die Körner weniger stark gelängt. In der x-z-Ebene (Flachschliff), die parallel zur Flanschoberseite liegt, befinden sich die größten Kornabmessungen von etwa  $0,9\text{ }\mu\text{m}$ . Somit sind die Kornabmessungen in allen Richtungen  $< 1\text{ }\mu\text{m}$ . Es ergibt sich in den maximal umgeformten Bereichen ein Pancake-UFG Gefüge. Abbildung 4.15 zeigt dieses Gefüge in alle drei Richtungen anhand einer EBSD-Karte (IQ+IPF-Darstellung) in einer Tiefe von  $50\text{ }\mu\text{m}$ .

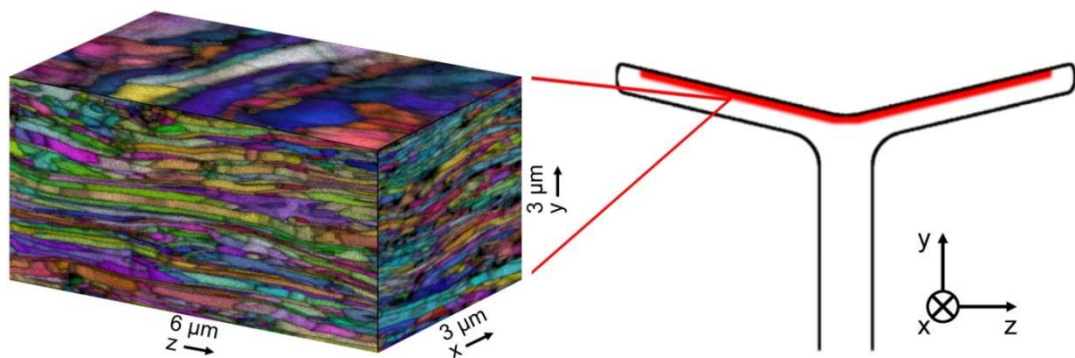


Abbildung 4.15: ZStE 500, hochverformtes Gefüge im Flansch  $50\text{ }\mu\text{m}$  unter der Flanschoberseite in Flach-, Längs- und Querrichtung

Bedingt durch den Deformationsgradienten liegt im Profil senkrecht zur Oberfläche ein Gefügegradient vor, Abbildung 4.16 (IQ+IPF-Darstellung). Mit zunehmender Tiefe, also zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite, nimmt die Korngröße kontinuierlich zu. Bis zur Flanschunterseite wächst sie bis auf  $1,2\text{ }\mu\text{m}$  an. Neben der Korngröße ändert sich auch die Kornform. In größerer Tiefe nimmt der Kornstreckungsgrad kontinuierlich ab, die Körner werden zunehmend globular.

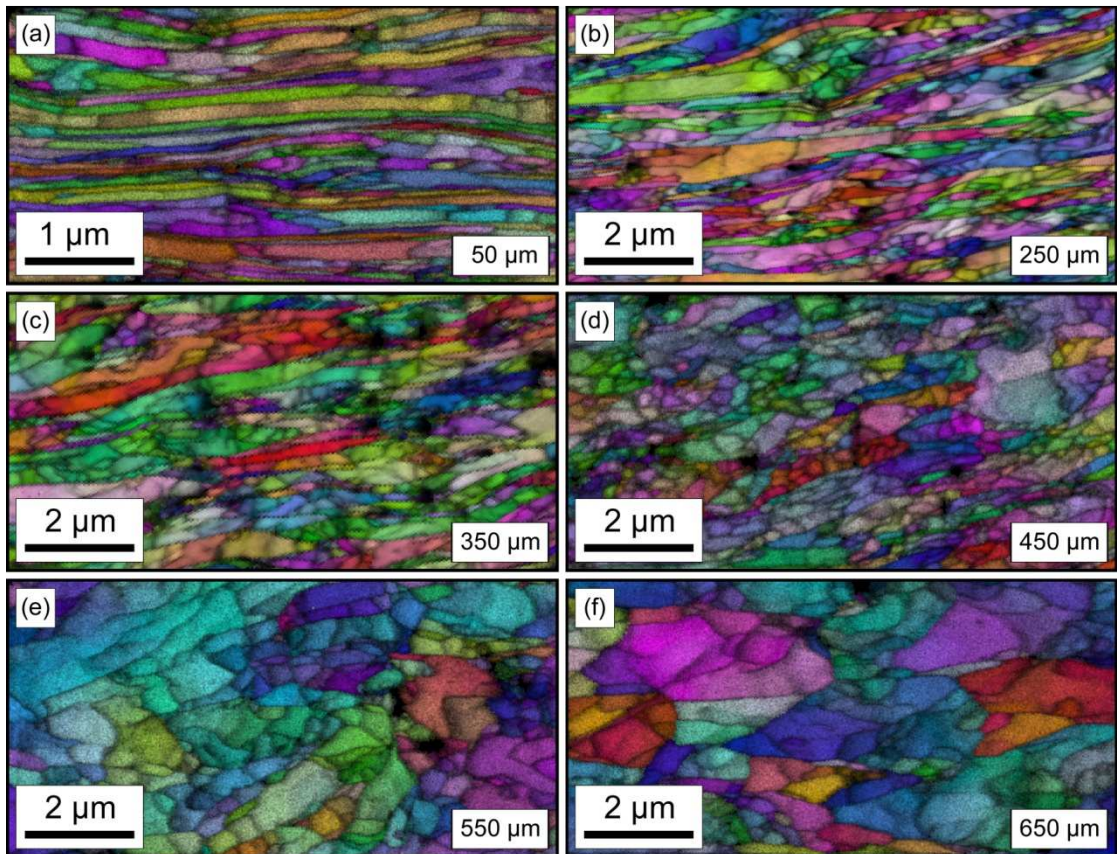


Abbildung 4.16: ZStE 500, Gefügegradient über die Flanschdicke – Abstand zur Flanschoberseite: (a) 50  $\mu\text{m}$ , (b) 250  $\mu\text{m}$ , (c) 350  $\mu\text{m}$ , (d) 450  $\mu\text{m}$ , (e) 550  $\mu\text{m}$ , (f) 650  $\mu\text{m}$

Die stark gelängten Körner in einer Tiefe von 50  $\mu\text{m}$  sind größtenteils durch GWKG voneinander getrennt. Der Anteil an GWKG beträgt in dieser Tiefe über 80 %. Die Kornvergrößerung mit zunehmender Tiefe geht mit einem Rückgang des GWKG-Anteils einher. Er beträgt an der Flanschunterseite etwa 30 %, Abbildung 4.17.

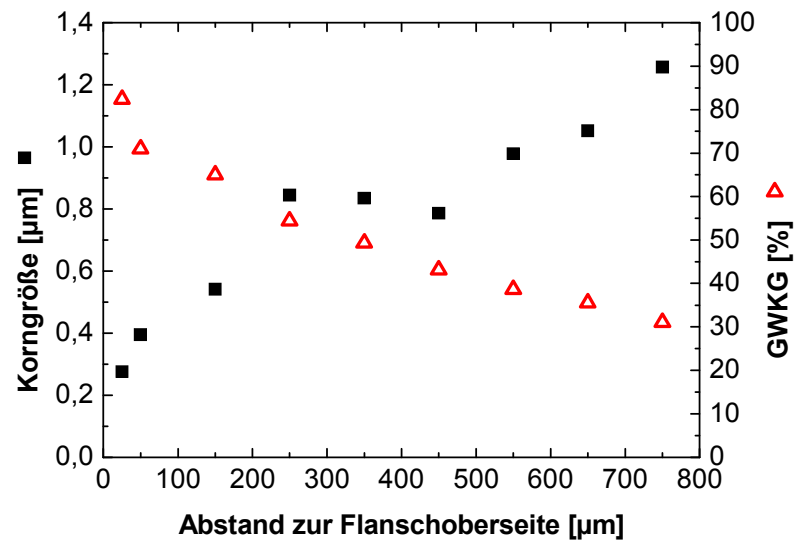


Abbildung 4.17: ZStE 500, Korngröße und GWKG-Anteil über dem Abstand zur Flanschoberseite

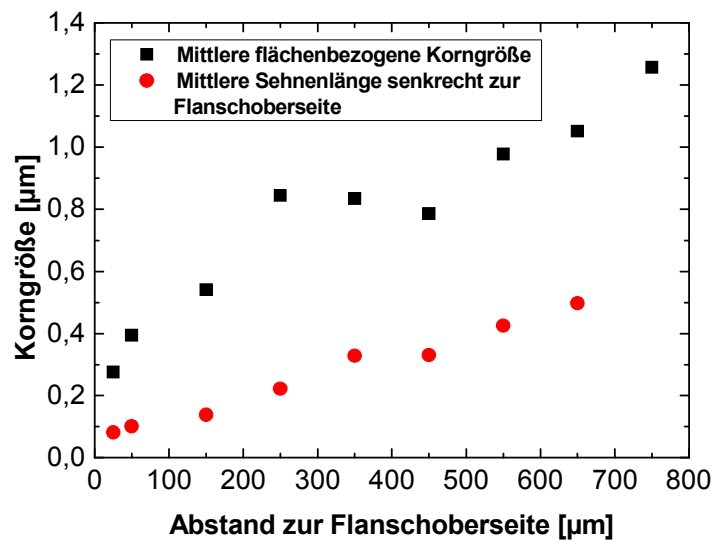


Abbildung 4.18: ZStE 500, Vergleich zwischen flächenbezogener Korngröße und Sehnenlänge senkrecht zur Flanschoberseite (kleinste Korndimension)

Die kleinsten Kornabmessungen liegen wegen der Fließrichtung des Werkstoffs senkrecht zur Flanschoberseite. Diese sind deutlich kleiner als die flächenbezogene Korngröße in entsprechendem Abstand zur Oberseite, Abbildung 4.18. 25  $\mu\text{m}$  unter der Flanschoberseite beträgt die mittlere Sehnenlänge in diese Richtung etwa 80 nm. Diese steigt bis zur Flanschunterseite auf etwa 500 nm an.

Die nachfolgenden EBSD-Abbildungen entsprechen dem Gefüge im Flansch und im Spaltgrund und stellen neben der Kornorientierung (IPF) GWKG und KWKG dar. Hierbei sind die GWKG mit schwarzen und die KWKG mit weißen Linien dargestellt.

In einer Tiefe von 650  $\mu\text{m}$  sind GWKG erkennbar, die Körner mit mehreren  $\mu\text{m}$  Durchmesser umschließen. Diese entsprechen in etwa der Korngröße des Ausgangsmaterials. Diese Körner sind durch Versetzungszellen, einem Netzwerk aus KWKG, in Bereiche von  $< 1 \mu\text{m}$  unterteilt, Abbildung 4.19 (a). Mit zunehmender Verformung, also abnehmendem Abstand zur Flanschoberseite, verfeinert sich diese Zellstruktur. Hierbei vergrößern sich die Verkipfungswinkel zwischen den Zellen und ein zunehmender Anteil der Korngrenzen überschreitet die Verkipfung von  $15^\circ$ , Abbildung 4.19 (b-c). Das führt zu einem Anstieg des GWKG-Anteils mit zunehmender Verformung. In einer Tiefe von 450  $\mu\text{m}$  ist keine Ähnlichkeit mit dem Ausgangsgefüge mehr erkennbar, Abbildung 4.19 (d). Hier führen die GWKG zur vornehmlichen Ausbildung einer Bandstruktur parallel zur Flanschoberseite, die weiterhin durch GWKG und KWKG unterteilt ist. Der Abstand parallel verlaufender benachbarter GWKG verringert sich mit geringerem Abstand zur Flanschoberseite ebenso wie die vertikale Segmentierung der Körner, Abbildung 4.19 (e).



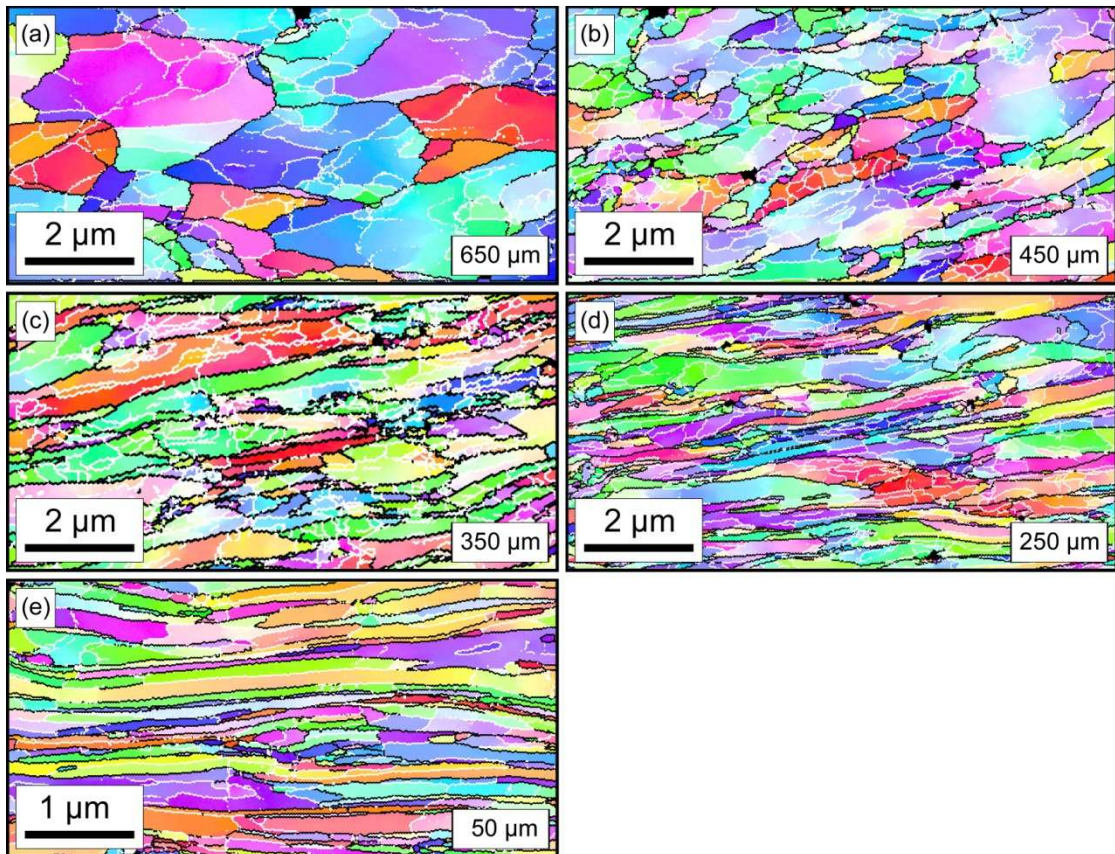


Abbildung 4.19: ZStE 500, Gefüge und Korngrenzen über die Flanschdicke - Abstand zur Flanschoberseite: (a) 650  $\mu\text{m}$ , (b) 450  $\mu\text{m}$ , (c) 350  $\mu\text{m}$ , (d) 250  $\mu\text{m}$ , (e) 50  $\mu\text{m}$

### Gefüge parallel zur Flanschoberseite

Parallel zur Flanschoberseite ist das Gefüge über den größten Teil des Profils konstant. Ausgenommen von den Flanschspitzen liegt in gleichem Abstand zur Flanschoberseite an jeder Stelle des Profils das gleiche Gefüge vor. Folglich ist der oben beschriebene Gefügegradient an jeder Position des Spaltprofils identisch und über die Flanschlänge (also parallel zur Flanschoberseite) konstant.

### Gefüge an der Flanschspitze

Ein weiterer Gefügegradient liegt von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund parallel zur Flanschoberseite vor. Dieser erstreckt sich über eine Länge von

4 mm, beginnend an der Flanschspitze. Aufgenommen wurde der Gradient in einer Tiefe von 250  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche, da hier die besten EBSD-Resultate erzielt wurden. Die Einzelmessungen haben zueinander einen Abstand von 1 mm, die erste Messung wurde in einem Abstand von 250  $\mu\text{m}$  zur Flanschspitze durchgeführt.

Die Gefügeuntersuchungen von Flanschspitze in Richtung Spaltgrund stellen den Ablauf der Gefügeentwicklung während des Spaltprofilierprozesses in der Walzstraße dar. Eine genauere Betrachtung unter Berücksichtigung der GWKG und KWKG erlaubt eine systematische Betrachtung der Entstehung des UFG Gefüges durch Spaltprofilieren. An der Flanschspitze liegt das Ausgangsgefüge mit annähernd globularen Körnern vor. Die Körner besitzen eine Segmentierung durch KWKG, Abbildung 4.20 (a). Mit zunehmendem Abstand zur Flanschspitze geht das Gefüge in eine deutlich gestrecktere, lamellare Form über, wobei die Segmentierung der Körner signifikant zunimmt, Abbildung 4.20 (b-c). Je größer der Abstand zur Flanschspitze, desto schmaler werden die Lamellen und umso größer werden die Verkippungen zueinander. Des Weiteren nimmt die Größe der Subkörner deutlich ab. Ab einem Abstand von 3250  $\mu\text{m}$  von der Flanschspitze sind keine signifikanten Änderungen der Kornstruktur bis in den Spaltgrund mehr zu beobachten, Abbildung 4.20 (d-g).



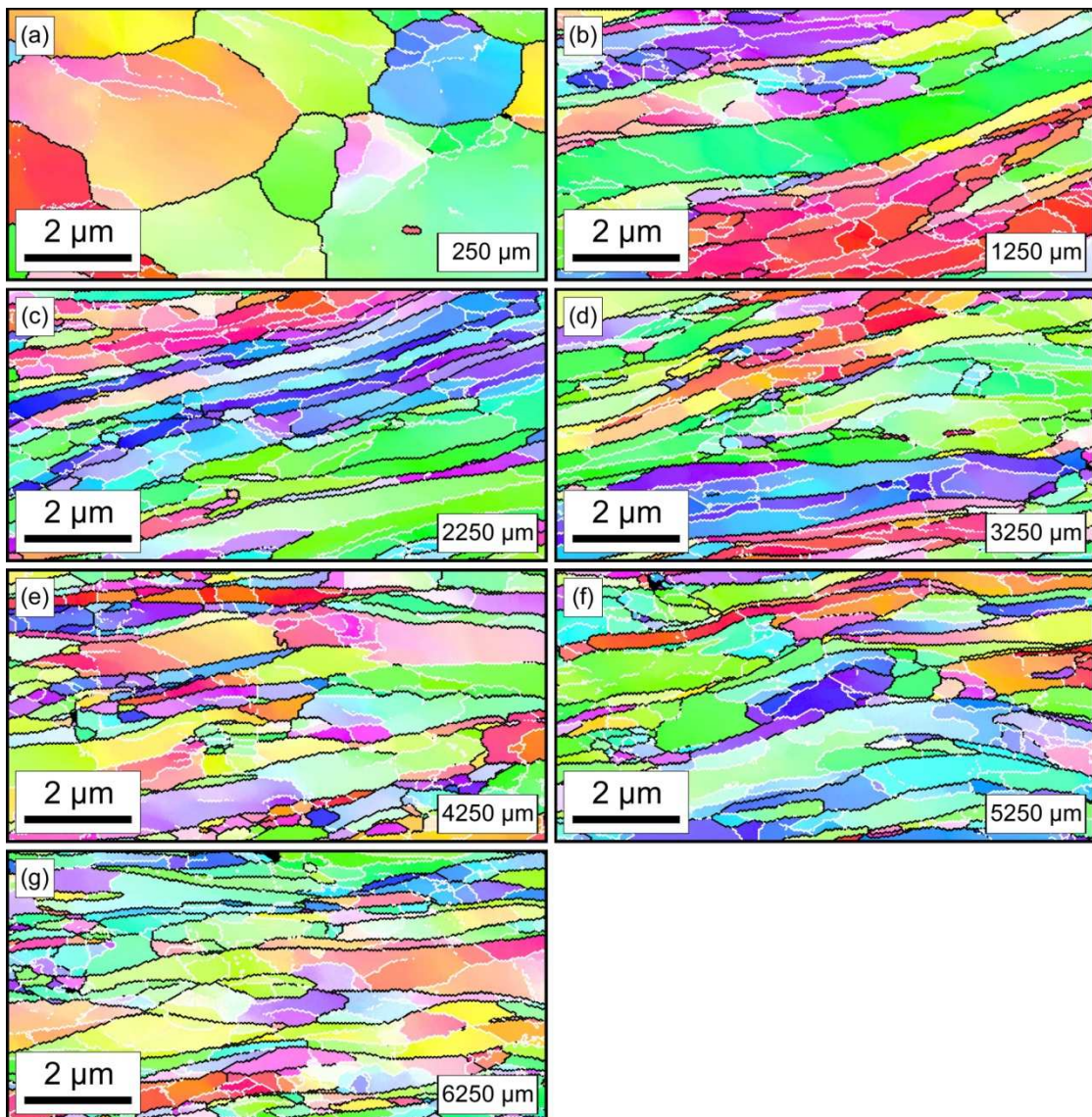


Abbildung 4.20: ZStE 500, Gefügegradient parallel zur Flanschoberseite (250  $\mu\text{m}$  Tiefe) – Abstand zur Flanschspitze: (a) 250  $\mu\text{m}$ , (b) 1250  $\mu\text{m}$ , (c) 2250  $\mu\text{m}$ , (d) 3250  $\mu\text{m}$ , (e) 4250  $\mu\text{m}$ , (f) 5250  $\mu\text{m}$ , (g) 6250  $\mu\text{m}$

Bei einer detaillierten quantitativen Auswertung dieses Gradienten von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund ist deutlich ein steiler Abfall der flächenbezogenen Korngröße mit zunehmendem Abstand zur Flanschspitze zu erkennen. Die Korngröße verringert sich innerhalb von etwa 2 mm von über 3  $\mu\text{m}$  auf etwa 1  $\mu\text{m}$ . Mit zunehmendem Abstand zur Flanschspitze steigt lediglich der Anteil an GWKG etwas weiter an. Insgesamt erreichen die GWKG einen

Anteil von 60 % der Gesamtkornrenzfläche. An der Flanschspitze liegt dieser bei etwas mehr als 30 %, Abbildung 4.21.

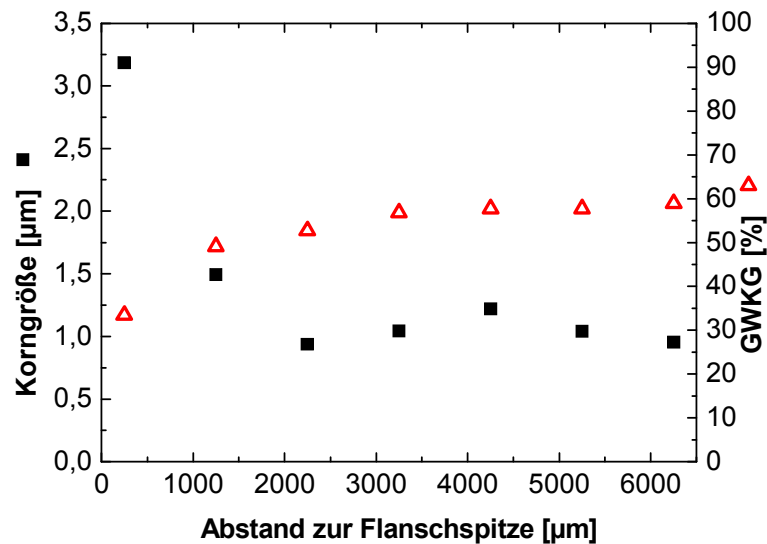


Abbildung 4.21: ZStE 500, Korngröße und GWKG-Anteil über dem Abstand zur Flanschspitze (250 µm Tiefe)

#### 4.3.2 RAWAEL® 80s

Von RAWAEL® 80s wurden ebenfalls detaillierte Gefügeuntersuchungen über die Flanschdicke vorgenommen. Diese zeigen, dass die für ZStE 500 gewonnenen Erkenntnisse hinsichtlich der vorliegenden Gefüge und deren Entwicklung auf RAWAEL® 80s übertragbar sind. Der Werkstoff bildet an der Flanschoberseite UFG Gefüge aus und besitzt einen Gradient in der Korngröße senkrecht zur Flanschoberseite, bei dem mit zunehmender Tiefe die Korngröße zunimmt, Abbildung 4.22. Die Korngröße und der Anteil an GWKG liegen 50 µm unter der Flanschoberseite bei etwa 0,41 µm und 68 %. Mit dem Korngrößengradient geht ein Gradient des GWKG-Anteils einher. Dieser geht von Flanschober- zu Flanschunterseite kontinuierlich zurück. Hierbei liegen bei RAWAEL® 80s bis in eine Tiefe von ~300 µm vornehmlich (> 50 %) GWKG vor, Tabelle 4.1.

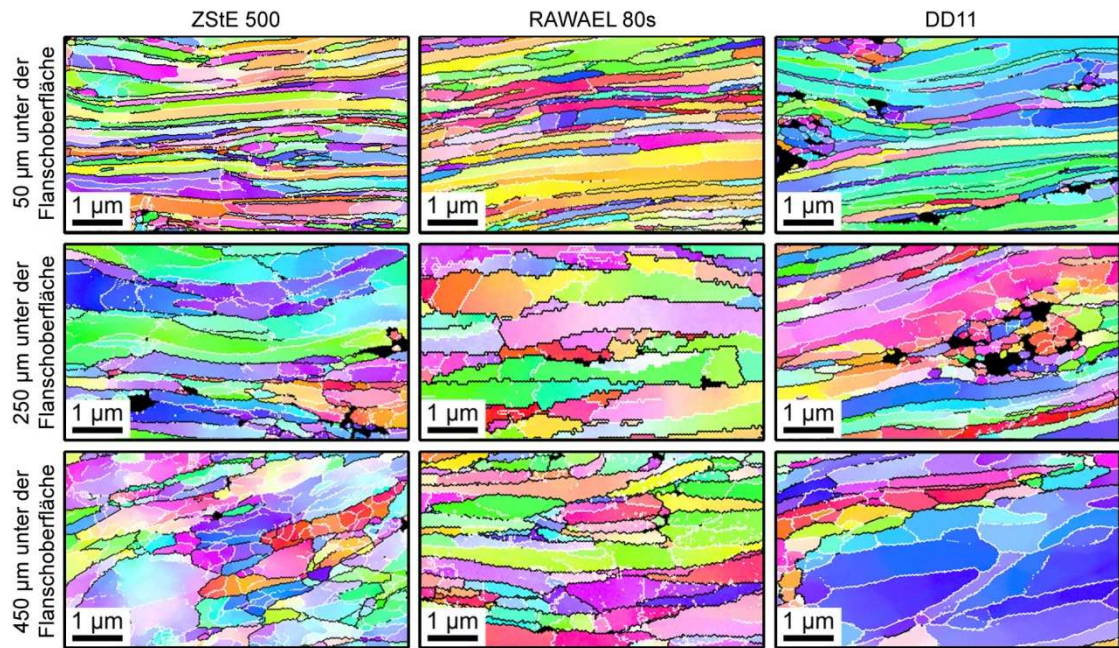


Abbildung 4.22: Gefügegradient senkrecht zur Flanschoberseite für die drei verwendeten Werkstoffe ZStE 500, RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11

Tabelle 4.1: Korngröße und GWKG-Anteil über dem Abstand zur Flanschoberseite der drei verwendeten Werkstoffe

| Abstand zur Flanschoberseite | ZStE 500  |      | RAWAEL <sup>®</sup> 80s |      | DD11      |      |
|------------------------------|-----------|------|-------------------------|------|-----------|------|
|                              | Korngröße | GWKG | Korngröße               | GWKG | Korngröße | GWKG |
| 50 µm                        | 0,39 µm   | 71 % | 0,41 µm                 | 68 % | 0,57 µm   | 60 % |
| 250 µm                       | 0,83 µm   | 54 % | 0,89 µm                 | 53 % | 0,67 µm   | 55 % |
| 450 µm                       | 0,79 µm   | 43 % | 0,80 µm                 | 47 % | 1,60 µm   | 35 % |

### 4.3.3 DD11

Spaltprofile aus DD11 zeigen, trotz der deutlich höheren Blechdicke und der anderen Geometrie, dieselbe Gefügecharakteristik über den Querschnitt des Bauteils, wie die Spaltprofile aus ZStE 500 und RAWAEL<sup>®</sup> 80s. Senkrecht zur Flanschoberseite besteht ein Gefügegradient in Korngröße, Kornform und dem Anteil an GWKG. Die Korngröße 50 µm unter der Flanschoberseite beträgt



0,57  $\mu\text{m}$  bei einem GWKG-Anteil von 60 %. Mit zunehmender Tiefe nimmt die Korngröße zu und der GWKG-Anteil ab, Abbildung 4.22 und Tabelle 4.1. Auch für DD11 begrenzt der Anteil an GWKG den Bereich, in dem ultrafeinkörniges Gefüge besteht. Dieses liegt bis etwa 300  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche vor.

Für alle drei Werkstoffe kann also bis in eine Tiefe von 300  $\mu\text{m}$  von einem UFG Gefüge gesprochen werden.

## 4.4 Mechanische Eigenschaften

### Ausgangsmaterial

Im uniaxialen Zugversuch wurden am Ausgangsmaterial statische Kennwerte an ZSTE 500 und DD11 bestimmt. ZStE 500 zeichnet sich durch eine geringe Verfestigung und eine geringe Gleichmaßdehnung von 6,7 % aus. Der Werkstoff zeigt eine deutliche Einschnürung, verhält sich also sehr duktil, Abbildung 4.23. Die Bruchdehnung beträgt 18,5 %. Die Festigkeitskennwerte liegen bei 500 MPa ( $R_{p0,2}$ ) und 540 MPa ( $R_m$ ), Tabelle 4.2.

DD11 zeichnet sich durch eine obere und untere Streckgrenze aus. Diese liegen bei 267 MPa ( $R_{eH}$ ) und 254 MPa ( $R_{eL}$ ). Bei weiterer Verformung tritt bei DD11 eine vergleichsweise starke Verfestigung auf. Die Zugfestigkeit liegt bei 385 MPa. Auch dieser Werkstoff verhält sich sehr duktil. Nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung von 22,2 % schnüren die Proben deutlich ein, Abbildung 4.23. Die Bruchdehnung beträgt 34,5 %, Tabelle 4.2. Da die Probengeometrie der beiden Stähle unterschiedlich ist, sind die (Bruch-) Dehnungskennwerte nicht direkt miteinander vergleichbar.

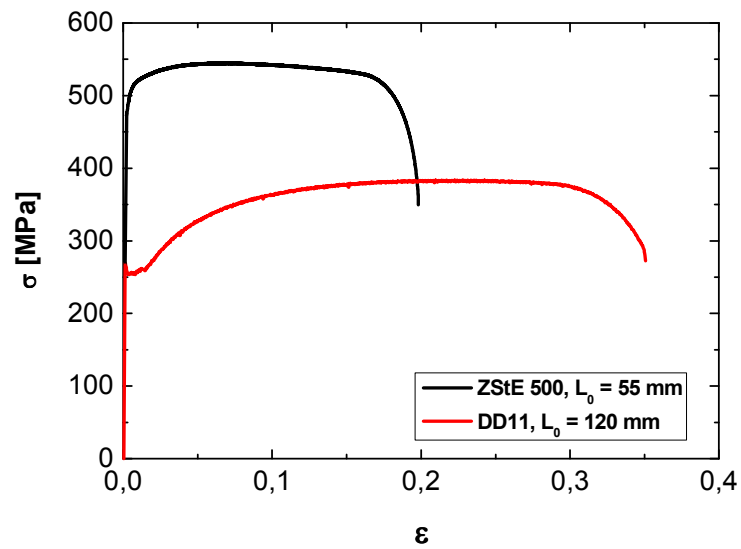


Abbildung 4.23:  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramm der Ausgangsmaterialien von ZStE 500 und DD11 (unterschiedliche Probenabmessungen)

Tabelle 4.2: Mechanische Kennwerte von ZStE 500 und DD11

|                      | ZStE 500 (längs) | DD11 (längs) |
|----------------------|------------------|--------------|
| $R_e$                | 460 MPa          |              |
| $R_{p0,2}$           | 498 MPa          |              |
| $R_{eL}$             |                  | 254 MPa      |
| $R_{eH}$             |                  | 267 MPa      |
| $R_m$                | 536 MPa          | 385 MPa      |
| $A_g$                | 6,7 %            | 22,2 %       |
| $A_{55 \text{ mm}}$  | 18,5 %           |              |
| $A_{120 \text{ mm}}$ |                  | 34,5 %       |

#### 4.4.1 Härte ZStE 500

Die Härte des Ausgangsmaterials ZStE 500 liegt richtungsunabhängig bei 196 HV<sub>0,05</sub> und wird im Folgenden als Grundhärte bezeichnet. Die Härte ist über den Blechquerschnitt konstant.

##### Spaltprofil

Parallel zur Flanschoberseite steigt die Härte von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund kontinuierlich an, bis sie nach 4 mm einen Plateauwert erreicht. Die Härte bleibt während des ganzen Verlaufs über den Spaltgrund hinweg konstant und fällt symmetrisch auf den letzten 4 mm vor den Flanschspitzen wieder ab. Die Härte an den Flanschspitzen liegt mit 253 HV<sub>0,05</sub> deutlich über der Grundhärte von ZStE 500. Der Plateauwert ist abhängig vom Abstand zur Flanschoberseite und beträgt in einer Tiefe von 50  $\mu\text{m}$  344 HV<sub>0,05</sub>. Mit zunehmendem Abstand zur Oberfläche nimmt der Plateauwert ab und liegt in 100  $\mu\text{m}$  bzw. 500  $\mu\text{m}$  Tiefe bei 320 HV<sub>0,05</sub> bzw. 275 HV<sub>0,05</sub>, Abbildung 4.24. Die Bereiche konstanter Härte decken sich mit den Bereichen des konstanten Gefüges (UFG bis 300  $\mu\text{m}$ ) parallel zur Flanschoberseite.

Zur genaueren Erfassung der Tiefenabhängigkeit wurden Härteverläufe senkrecht zur Flanschoberseite über die Flanschdicke gemessen. Diese wurden an verschiedenen Positionen des Spaltprofils im Bereich konstanter Härte durchgeführt und lieferten übereinstimmende Ergebnisse. Diese Messungen senkrecht zur Oberfläche sind somit im gesamten Plateaubereich gültig. Die Verläufe zeigen einen steilen Gradienten von der Flanschober- zur Flanschunterseite, Abbildung 4.25. Die Härte an der Oberseite ist etwa doppelt so hoch wie die des Ausgangsmaterials. In 50, 100 und 500  $\mu\text{m}$  Tiefe stimmen die Werte mit den Plateauwerten aus Abbildung 2.24 überein. Bis zur Flanschunterseite nimmt die Härte auf etwa 240 HV<sub>0,05</sub> ab. Damit liegt diese an der Flanschunterseite noch deutlich oberhalb der Grundhärte des Werkstoffs.

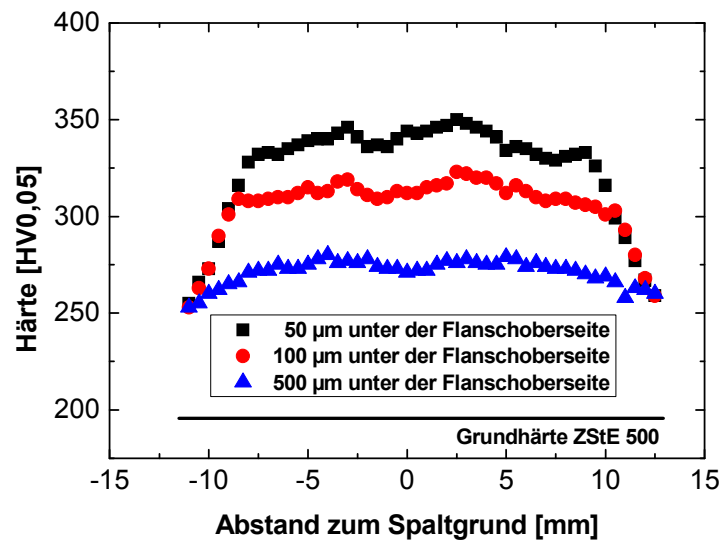


Abbildung 4.24: ZStE 500, Härteverlauf parallel zur Flanschoberseite von Flanschspitze zu Flanschspitze

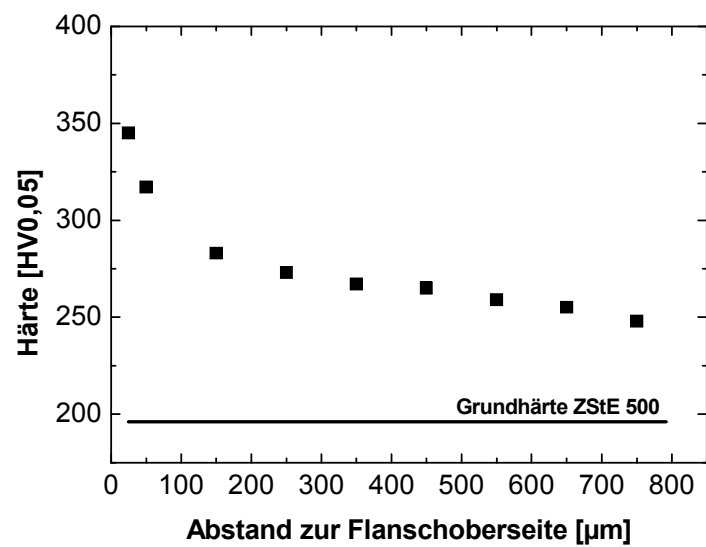


Abbildung 4.25: ZStE 500, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite von Flanschoberseite zu Flanschunterseite

Die Härteverläufe über die Flanschdicke und vom Spaltgrund in den Steg stimmen in Verlauf und ihren Werten überein. Die Werte bis an die Flanschunterseite ( $800\text{ }\mu\text{m}$ ) und von Spaltgrund in den Steg bis in eine Tiefe  $800\text{ }\mu\text{m}$  sind gleich. Allerdings ist im Steg das Messen von Verläufen bis in größere Tiefen möglich, Abbildung 4.26. Im weiteren Verlauf stellt sich im Spaltgrund ein Plateauwert bei  $240\text{ HV}_{0,05}$  ein. Diese Härte liegt noch über der Grundhärte von ZStE 500 und ist auf die Stegaufdickung zurückzuführen, die in dieser Tiefe vorliegt.

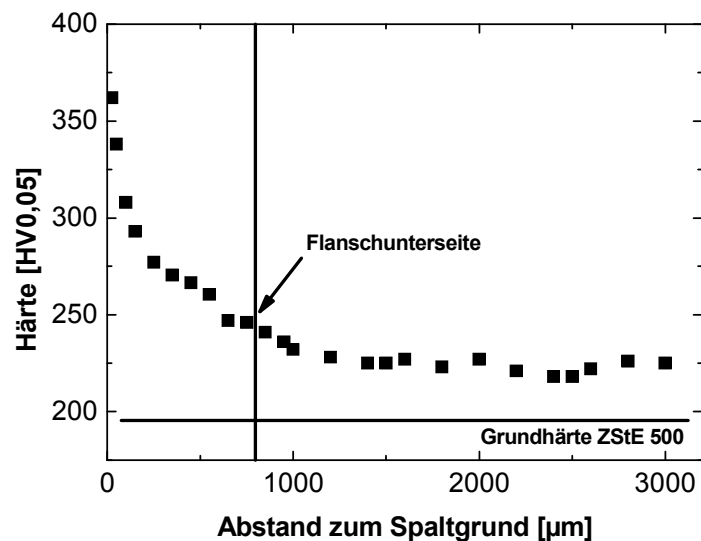


Abbildung 4.26: ZStE 500, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite vom Spaltgrund in den Steg



#### 4.4.2 Härte RAWAEL® 80s

Die Härte des Ausgangsbleches aus RAWAEL® 80s ist richtungsunabhängig und konstant über den Blechquerschnitt. Die Grundhärte beträgt 251 HV<sub>0,05</sub>.

##### Spaltprofil

Die Härte zeigt bei Spaltprofilen aus RAWAEL® 80s einen identischen Verlauf wie bei ZStE 500, allerdings auf anderen Härteniveaus. So beträgt der Plateauwert der Härte 50  $\mu\text{m}$  unter der Flanschoberseite 353 HV<sub>0,05</sub>. Dieser Wert wird von den Flanschspitzen aus nach etwa 3 mm erreicht. Mit ansteigendem Abstand zur Flanschoberseite liegt das Härteplateau bei zunehmend geringeren Werten, Abbildung 4.27. In einer Tiefe von 500  $\mu\text{m}$  liegt das Plateau bei 288 HV<sub>0,05</sub>. Die Lage der Härteplateaus deckt sich mit dem Bereich konstanter Gefüge parallel zur Oberfläche.

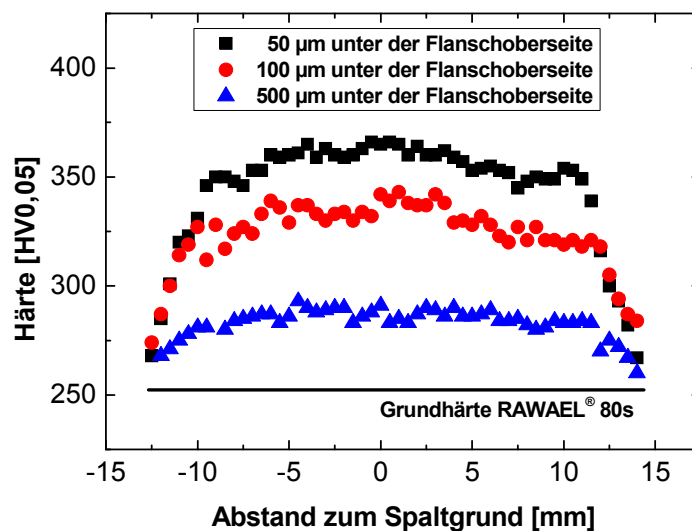


Abbildung 4.27: RAWAEL® 80s, Härteverlauf parallel zur Flanschoberseite von Flanschspitze zu Flanschspitze

Senkrecht zur Oberfläche stellt sich von Flanschober- zu Flanschunterseite ein deutlicher Härtegradient ein, Abbildung 4.28. Messungen an verschiedenen Positionen zeigen, dass die Härte innerhalb der Flanschdicke von  $800\text{ }\mu\text{m}$  von  $400\text{ HV}_{0,05}$  auf etwa  $275\text{ HV}_{0,05}$  fällt. In  $50$ ,  $100$  und  $500\text{ }\mu\text{m}$  Tiefe entsprechen die aufgenommenen Härtewerte denen der Plateaus in Abbildung 4.27. An der Flanschunterseite liegt die Härte noch deutlich über der Grundhärte von  $251\text{ HV}_{0,05}$ .

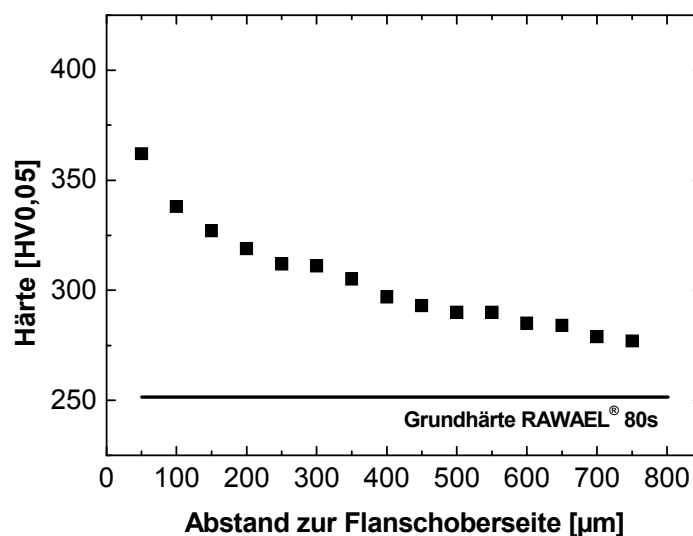


Abbildung 4.28: RAWAEL<sup>®</sup> 80s, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite von Flanschober- zu Flanschunterseite

Härteverlaufsmessungen vom Spaltgrund in Richtung Steg bestätigen auch für RAWAEL<sup>®</sup> 80s, dass in der Profilmitte derselbe Gradient auf demselben Niveau der Härte vorliegt wie über die Flanschdicke, Abbildung 4.29. Mit weiterem Abstand zur Oberfläche ( $> 800\text{ }\mu\text{m}$ ) sinkt die Härte auf  $255\text{ HV}_{0,05}$ , was in etwa der Grundhärte des Materials entspricht.

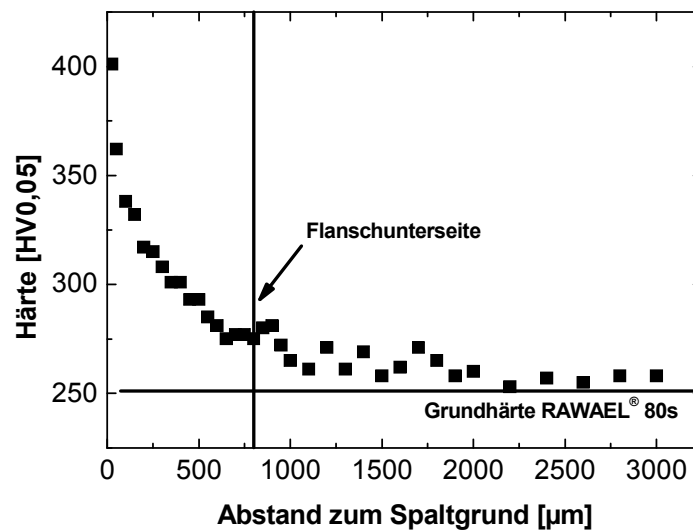


Abbildung 4.29: RAWAEL<sup>®</sup> 80s, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite vom Spaltgrund in den Steg

#### 4.4.3 Härte DD11

Die Härte des Ausgangsmaterials ist trotz der vorhandenen Seigerungen und dem damit verbundenen höheren Perlitanteil in der Blechmitte homogen über die Blechdicke, Abbildung 4.30. Der als Grundhärte bezeichnete Mittelwert liegt bei 154 HV0,05.

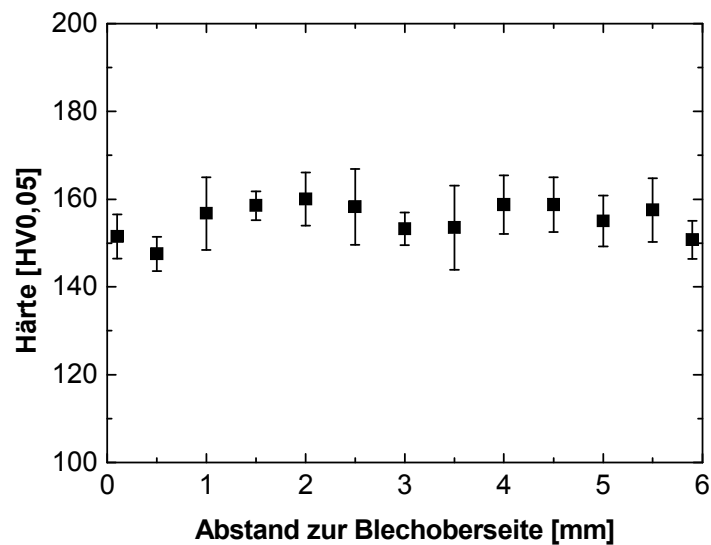


Abbildung 4.30: DD11, Härteverteilung über die Blechdicke

### Spaltprofil

Parallel zur Flanschoberseite liegt in Dickblech-Spaltprofilen aus DD11 der prinzipiell gleiche, symmetrische Verlauf wie bei den beiden Dünnblechvarianten vor: ansteigende Härte von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund, bis nach ca. 10 mm ein Plateau über einen Großteil der Flansche und durch den Spaltgrund erreicht wird, dessen Niveau tiefenabhängig ist. Allerdings liegen zwei Besonderheiten vor. Sowohl beim Übergang des Härteverlaufs vom Anstieg in das Plateau als auch direkt im Spaltgrund ist die Härte höher als der Plateauwert. Diese Besonderheit findet sich unabhängig vom Abstand zur Flanschoberseite wieder, Abbildung 4.31. Die Plateauhärte 50  $\mu\text{m}$  unter der Oberfläche beträgt 335 HV0,05, die Peakhärte nahe der Flanschspitze und im Spaltgrund liegt in dieser Tiefe bei 355 HV0,05. In zunehmender Tiefe nimmt die Härte kontinuierlich ab. So fallen die Plateauwerte auf etwa 250 HV0,05 in einer Tiefe von 500  $\mu\text{m}$ . Die Härte an der Flanschspitze beträgt 190 HV0,05 und damit deutlich oberhalb der Grundhärte von DD11.

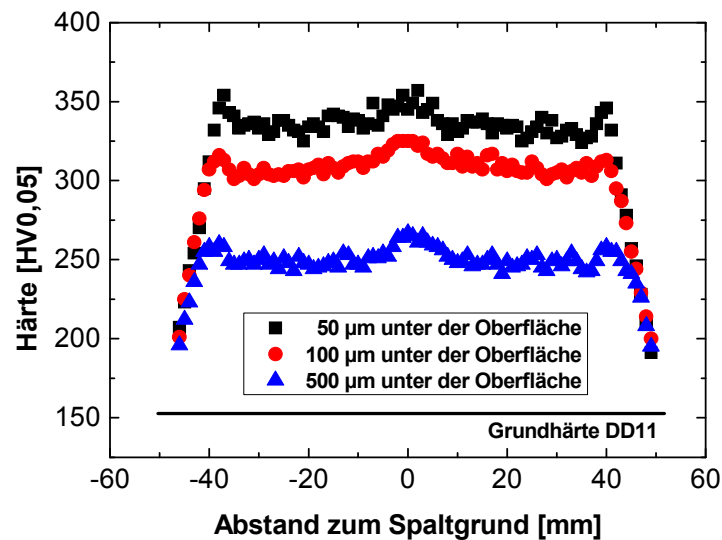


Abbildung 4.31: DD11, Härteverlauf parallel zur Flanschoberseite von Flanschspitze zu Flanschspitze

Der Eigenschaftsgradient senkrecht zur Flanschoberseite lässt sich ebenfalls bei DD11 nachweisen. Die Härte sinkt bei Messungen von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite. Nahe der Oberfläche liegt die Härte bei 320 HV0,05 und sinkt über die Flanschdicke von 3 mm kontinuierlich auf 200 HV0,05, Abbildung 4.32. Dieser Gradient entspricht den Härteplateaus in den Flanschen.

Messungen vom Spaltgrund in den Steg zeigen einen prinzipiell identischen Verlauf, wie die Härteverläufe über die Flanschdicke, Abbildung 4.33. Allerdings liegt der Härteverlauf im Spaltgrund bei etwas höheren Werten als der Verlauf von der Flanschober- zur Flanschunterseite. Dies entspricht den beobachteten Peaks der Messungen parallel zur Flanschoberseite, Abbildung 4.31. Messungen bis in den Steg zeigen eine Härte von 182 HV0,05, oberhalb der Grundhärte von DD11.

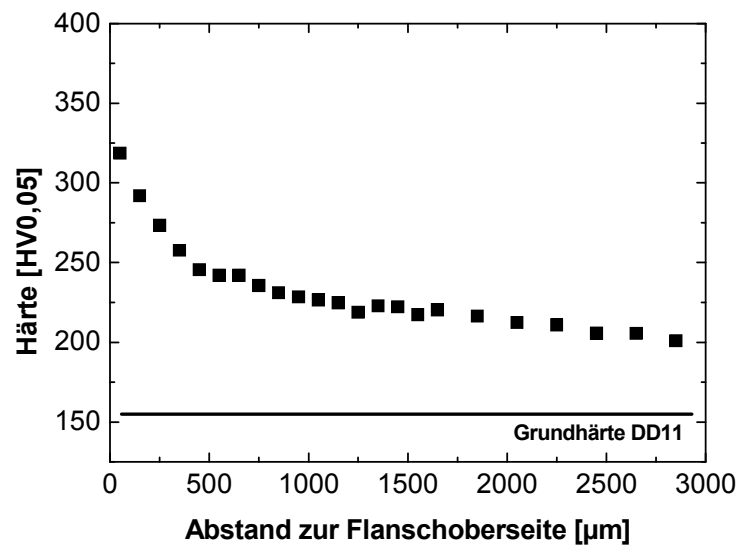


Abbildung 4.32: DD11, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite von der Flanschober- zur Flanschunterseite

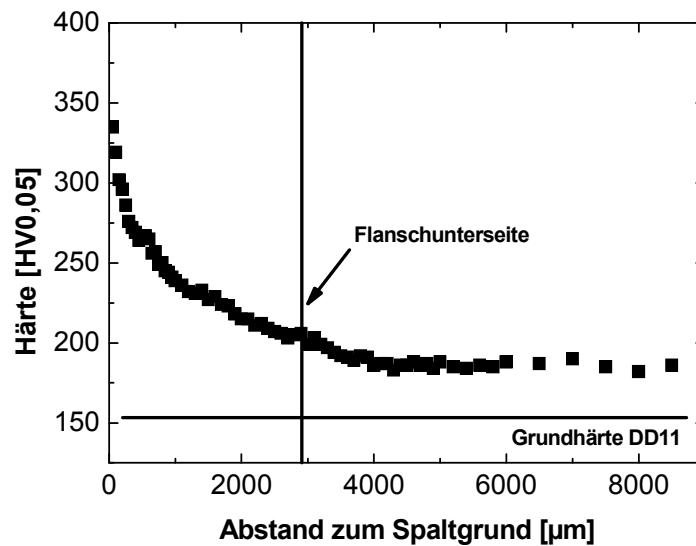


Abbildung 4.33: DD11, Härteverlauf senkrecht zur Flanschoberseite vom Spaltgrund in den Steg

#### 4.4.4 Zugversuche ZStE 500

Da den Flanschen nur kleine Proben entnommen werden können, wurden Zugversuche mit unterschiedlichen Probengeometrien am Ausgangsmaterial von ZStE 500 durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen deren Einfluss auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten, Abbildung 4.34. Der Einfluss auf die Festigkeitswerte ist gering, alle Kurven liegen im Rahmen der normalen Streuung. Für die Bruchdehnung ergeben sich signifikante Änderungen. Mit kürzerer Messlänge und abnehmendem  $L_0/B_0$  nimmt die Bruchdehnung erwartungsgemäß deutlich zu. Durch diese Vergleichsdarstellung lassen sich die Ergebnisse der Zugproben aus dem Flanschbereich einordnen und bewerten.

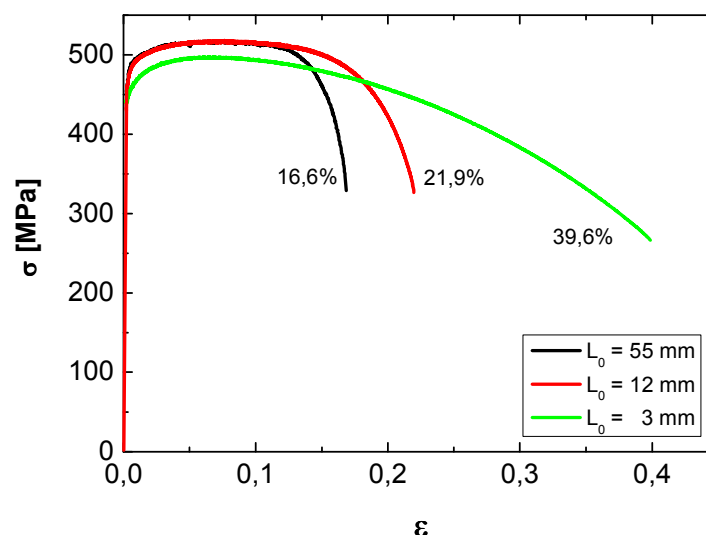


Abbildung 4.34: ZStE 500,  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verhalten bei unterschiedlichen Probendimensionen

Die Zugversuche zeigen, dass Spaltprofilieren in den Flanschen, verglichen mit dem Ausgangsmaterial, zu einem Festigkeitsanstieg von 60 % von 468 MPa auf 744 MPa ( $R_{p0,2}$ ) und 500 MPa auf 800 MPa ( $R_m$ ) führt, Abbildung 4.35. Es liegt in den Flanschen keine Richtungsabhängigkeit der Kennwerte vor. Sowohl die

längs als auch die quer zur Spaltprofilierichtung entnommenen Proben zeigen ähnliches Verhalten auf einem einheitlichen Festigkeitsniveau. Die charakteristischen Dehnungskennwerte sinken gegenüber dem Ausgangsmaterial deutlich (bei Verwendung gleicher Probengeometrie). Die aus dem Flansch entnommenen Proben besitzen eine etwa nur halb so große Bruchdehnung von  $\sim 23\%$  (gegenüber  $39\%$  im Ausgangsmaterial) und nur eine sehr geringe Gleichmaßdehnung ( $\sim 1\%$ ). Die des Ausgangsmaterials beträgt  $8\%$ . Die Flanschproben verhalten sich jedoch bis zum Bruch duktil. Damit zeigt der Flansch das typische  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verhalten von UFG-strukturierten Werkstoffen, mit hoher Festigkeit, geringer Verfestigung, geringer Gleichmaßdehnung und duktilem Bruchverhalten, obwohl nur  $1/3$  des Flanschvolumens tatsächlich UFG Gefüge enthält.

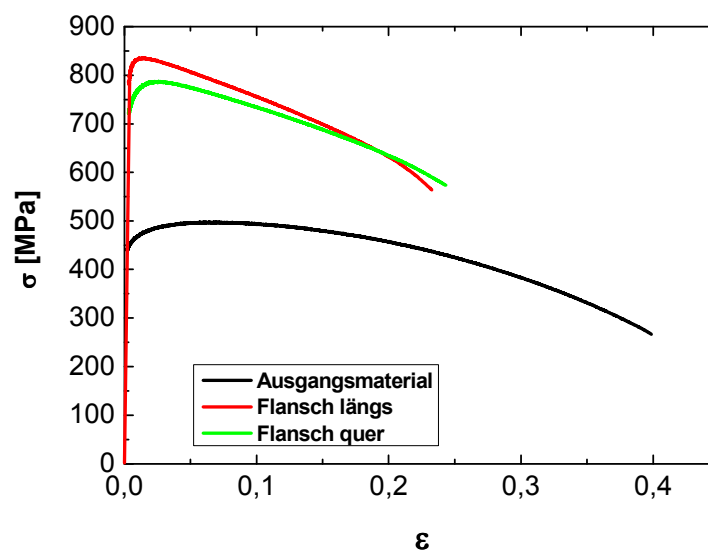


Abbildung 4.35: ZStE 500,  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verhalten des Ausgangsmaterials verglichen mit Proben aus dem Flansch in Längs- und Querrichtung



### **Zugversuche verschiedener Dicke**

Bedingt durch den Gefügegradient stellt der Zugversuch der Flanschproben einen Mittelwert der Eigenschaften über den Gradienten dar. Um die Festigkeit des UFG Gefüges zu untersuchen, wurde die Unterseite des Gradienten abgetragen. Hierdurch lagen die mittleren flächenbezogenen Korngrößen zwischen  $0,28\ \mu\text{m}$  an der Probenoberseite und  $0,8\ \mu\text{m}$  an der Probenunterseite. Die Auswertung des Zugversuchs zeigt eine weitere Festigkeitssteigerung auf  $789\ \text{MPa}$  ( $R_{p0,2}$ ) und  $947\ \text{MPa}$  ( $R_m$ ), wobei die Probe weiterhin einen steilen Gefügegradienten enthält.

Zur Verifizierung des Eigenschaftsgradienten wurde auch die Oberseite des Gradienten abgetragen. Diese Probe enthält Korngrößen zwischen  $0,8\ \mu\text{m}$  an der Probenoberseite und  $1,2\ \mu\text{m}$  an der Probenunterseite. Die Festigkeit verringert sich auf  $682\ \text{MPa}$  ( $R_{p0,2}$ ) und  $732\ \text{MPa}$  ( $R_m$ ) und die Bruchdehnung steigt auf  $23\ \%$  an. Die Charakteristik des  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Verlaufs entspricht auch bei dieser Probe dem von UFG-Werkstoffen, obwohl die mittlere Korngröße in großen Teilen des betrachteten Volumens  $> 1\ \mu\text{m}$  ist. Allerdings liegen die kleinsten Korndimensionen parallel zur Probenoberfläche in der gesamten Probe unter  $0,5\ \mu\text{m}$  und prägen so die Verformungscharakteristik des Werkstoffs, Abbildung 4.36.

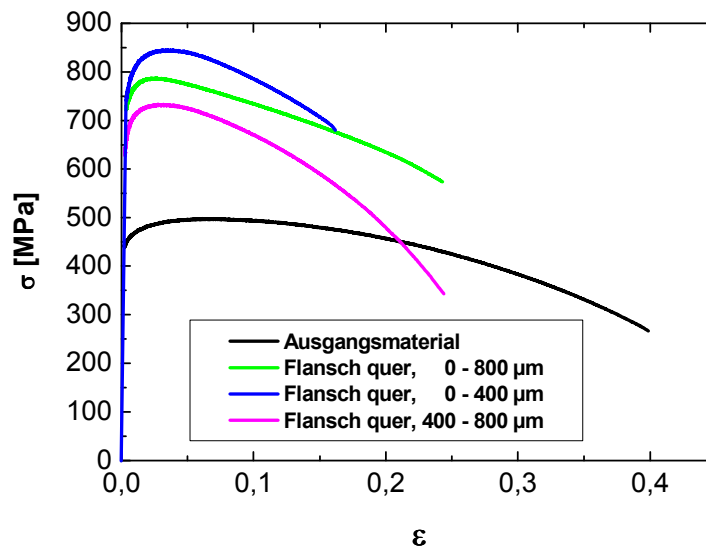


Abbildung 4.36: ZStE 500,  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verhalten der oberen und unteren Hälfte des Flanschgradienten

### Bruchverhalten unter quasi-statischer Belastung

Der Verlauf der  $\sigma$ - $\epsilon$ -Diagramme der hochverformten Proben aus dem Flanschbereich aus ZStE 500 deutet bereits ein duktils Bruchverhalten an. Dies bestätigt sich bei genauerer Betrachtung des Einschnürungsbereichs und der Bruchflächen. Ein Längsschliff des Einschnürungsbereichs einer Zugprobe aus dem Flansch stellt deutlich die Verringerung der Probendicke dar, wobei die Verformungslokalisierung nicht symmetrisch ist. Der größere Teil der Einschnürung ist auf der Flanschunterseite zu beobachten, d.h. im Bereich des gröberen Gefüges, Abbildung 4.37. Bei dieser Probe kommt es nahe der Flanschoberseite im Bereich des UFG Gefüges zu Sekundärrissen parallel zur Probenachse, wodurch die Probe im Bruchbereich in Längsrichtung gespalten wird.

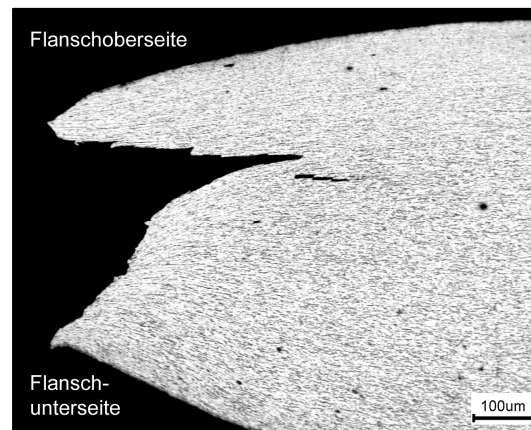


Abbildung 4.37: ZStE 500, Einschnürungsbereich einer Zugprobe aus dem Flanschbereich

In der Draufsicht auf die Bruchfläche wird diese Rissbildung verdeutlicht, Abbildung 4.38. Die Sekundärrisse treten in jedem Abstand zur Flanschoberseite auf, nicht nur im Bereich des UFG Gefüges. Die gebildeten Risse liegen in der Belastungsebene der Probe, treten folglich parallel zur Lage der Pancake-Struktur des Gefüges auf. Höhere Vergrößerungen zeigen, dass auch auf mikroskopischer Ebene ein duktiles Bruchverhalten vorliegt. Die gezeigten Dimpel treten auf der gesamte Bruchfläche auf.

Härtemessungen in der Einschnürungszone einer Zugprobe aus dem Flansch eines ZStE 500-Spaltprofils zeigen die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften bei nachträglicher Verformung dieses Werkstoffs mit steilem Gefügegradienten. Die Härtemessungen wurden in einem Abstand von  $50\text{ }\mu\text{m}$  zur Flanschober- bzw. Flanschunterseite gesetzt, Abbildung 4.39, und reichen von der Bruchfläche bis zu einem stabilen Plateauwert im homogen verformten Bereich der Probe, Abbildung 4.40. Sowohl an der Flanschoberseite als auch an der Flanschunterseite nimmt die Härte mit zunehmender Verformung zu. An der Flanschunterseite ist ein deutlich größerer Anstieg der Härte von  $240\text{ HV}_{0,05}$  auf  $295\text{ HV}_{0,05}$  festzustellen. Der Anstieg an der Flanschoberseite beträgt hingegen nur  $15\text{ HV}_{0,05}$  (von  $315\text{ HV}_{0,05}$  auf  $330\text{ HV}_{0,05}$ ). Die

weniger feste Flanschunterseite zeigt somit ein höheres Verfestigungsvermögen als die höher verformte, UFG-strukturierte Flanschoberseite.

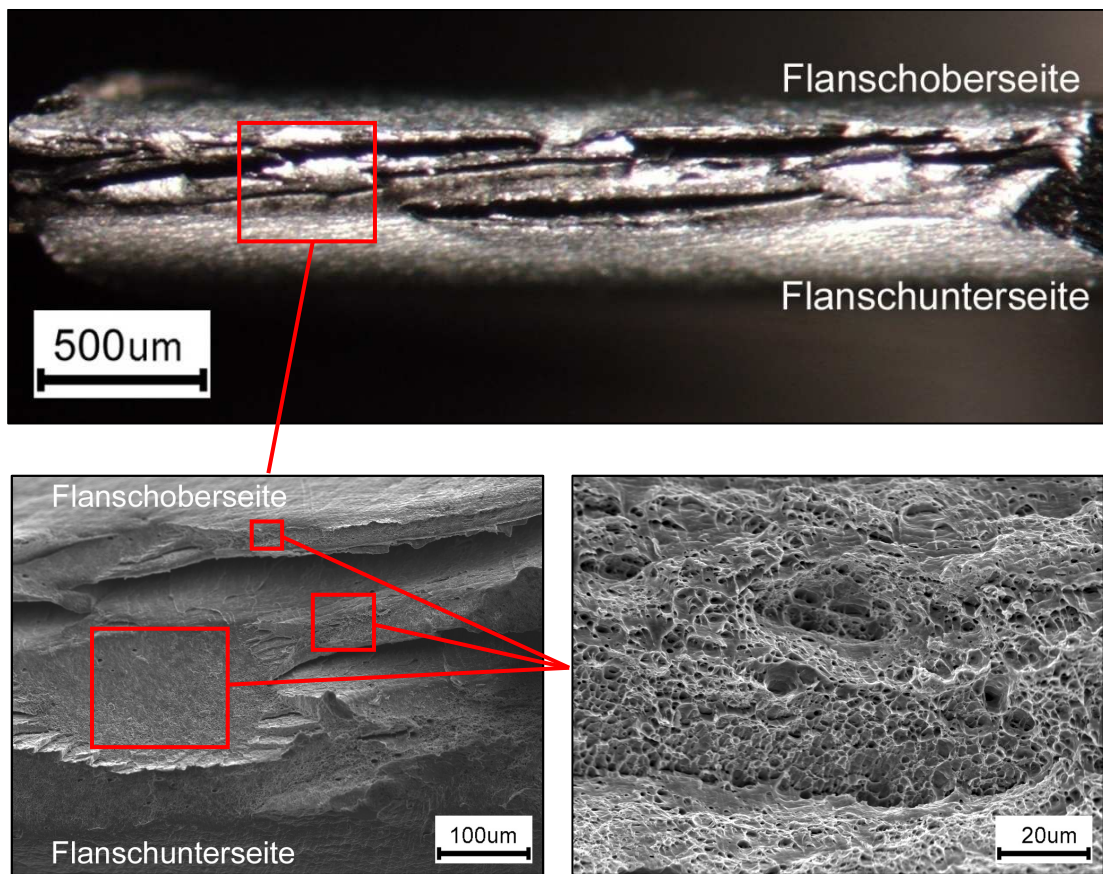


Abbildung 4.38: ZStE 500, Einschnürungsbereich einer Zugprobe aus dem Flanschbereich

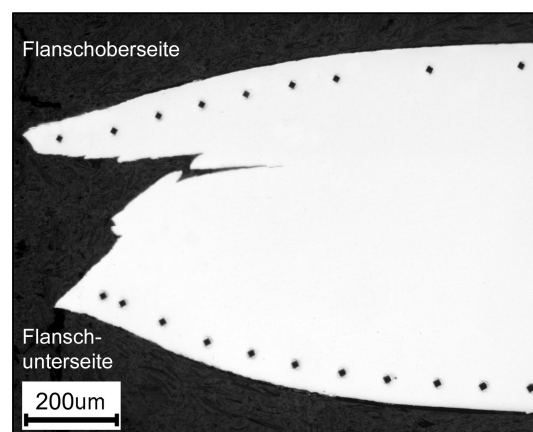


Abbildung 4.39: ZStE 500, Härtemessungen in der Einschnürungszone einer Zugprobe aus dem Flanschbereich

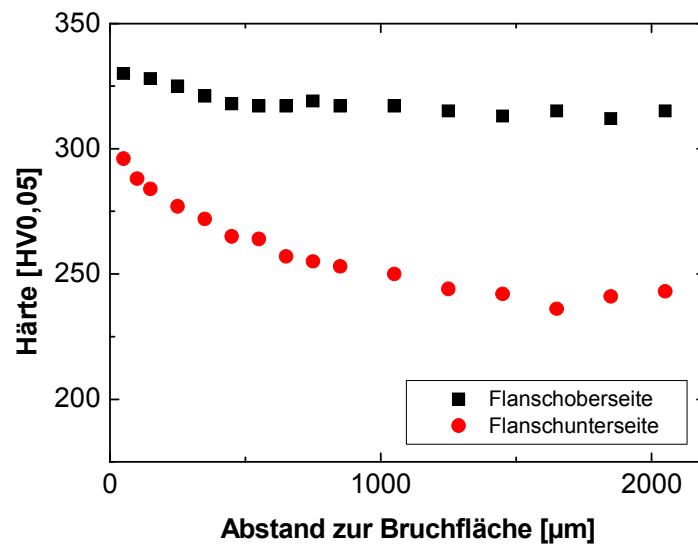


Abbildung 4.40: ZStE 500, Härteverlauf parallel zur Oberfläche im Einschnürungsbereich einer Zugprobe

# 5 Diskussion

## 5.1 Vorgänge in der Prozesszone

Aus der vorliegenden Gefüge- und Härteverteilung ergibt sich ein globales Bild der während des Spaltprofilierprozesses ablaufenden Vorgänge im Werkstoff.

### 5.1.1 Formfüllung des Werkzeugs und Ausbildung der Prozesszone

Während der ersten Stiche findet die Formfüllung des Werkzeugs statt. Die Bandkante muss sich der Geometrie des Freiraums zwischen Spalt- und Hilfswalze anpassen. Hierbei wird der Werkstoff klassisch kaltverformt, die Härte steigt an. Dieser Umformvorgang ist geometrisch wenig definiert und deshalb schwer durch ein Modell beschreibbar. Das freie Blech vor und oberhalb der Hilfswalzen wird durch die zugestellte Spaltwalze gestaucht. Es vergrößert die Dicke und passt sich der Geometrie des Walzenfreiraums an. Daraufhin beginnt die Ausbildung der Prozesszone. Die hier entstehenden hydrostatischen Druckspannungen ermöglichen die Ausformung der Flansche. Die Dehnungen an der Flanschoberseite nehmen während dieser ersten Stiche zu, bis der stationäre Zustand ausgebildet ist. Auch die Spaltwalzenkräfte nehmen in diesem frühen Prozessstadium mit jedem Stich zu.

Die gemessenen Spaltwalzenkräfte steigen ab einer gewissen Spalttiefe, die u.a. abhängig von der Blechdicke ist, nicht weiter an. Diese Spalttiefe liegt bei 4 mm bei ZStE 500 und  $\sim 10$  mm für DD11 (für RAWAEL<sup>®</sup> 80s lagen keine

Daten zum Kräfteverlauf an den Spaltwalzen vor). Die bei dieser Spalttiefe entstandene Flanschlänge stimmt sehr gut mit dem Erreichen der Plateauhärte in konstanter Tiefe und des ausgebildeten UFG Gefüges überein. Bei weiterem Spaltprofilieren bleiben somit neben den Spaltwalzenkräften sowohl das Gefüge als auch die mechanischen Eigenschaften konstant. Diese Befunde lassen den Schluss zu, dass sich in der Prozesszone eine stationäre Zone ausbildet. Bei fortschreitendem Spaltprofilieren vergrößert sich lediglich die Flanschlänge und die Stegbreite wird verringert. Die Flansche zeigen ab dieser Spalttiefe gleichbleibende Eigenschaften.

### 5.1.2 Stationärer Zustand in der Prozesszone

Die stationäre Prozesszone ist in ihrer Größe, Form und ihren Gradienten konstant. In der Prozesszone liegt ein Deformationsgradient vor, wobei die höchsten Deformationen im Spaltgrund an der Oberfläche der Spaltwalze auftreten. Mit zunehmendem Abstand zur Spaltwalze in den Steg (y-Richtung) verringert sich die Deformation kontinuierlich, bis am Rand der Prozesszone keine Deformation mehr stattfindet. In z-Richtung wird die Prozesszone durch den geringsten Abstand zwischen Spalt- und Hilfswalzen begrenzt. Haben die Flansche diesen Bereich verlassen, findet keine weitere Umformung mehr statt, Abbildung 5.1.

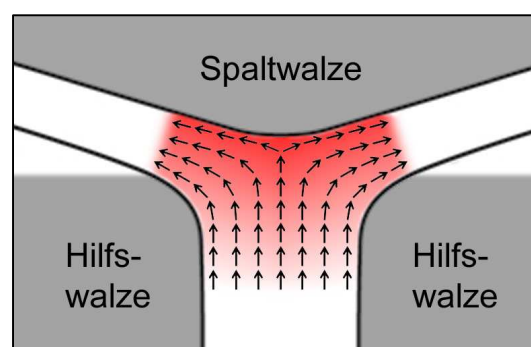


Abbildung 5.1: Schematischer Werkstofffluss durch die Prozesszone (rot)

Während des Spaltprofilierens wird die Spaltwalze in der Blechebene auf den Spaltgrund in der Blechmitte zugestellt. Die konstante Prozesszone wandert beim nachfolgenden Stich um die inkrementelle Zustellung  $y_{\text{ink}}$  tiefer in den Steg des Werkstücks. Dadurch wird ein Volumenelement in der Blechmitte in den untersten Bereich der Prozesszone aufgenommen. Hier wird es zunächst mit sehr kleinen Dehnraten umgeformt. Die Kornstreckung beginnt sich durch die plastische Deformation parallel zur Flanschoberseite auszurichten. Bei weiterem Spalten bewegt sich die Spaltwalze weiter auf dieses Volumenelement in der Blechmitte zu. Die Deformation steigt mit abnehmendem Abstand zur Spaltwalze deutlich an, wodurch auch die Versetzungsdichte deutlich ansteigt. Es bildet sich durch Versetzungsakkumulation innerhalb des Ausgangsmaterials eine noch annähernd globulare Versetzungszellenstruktur aus KWKG, Abbildung 4.19 (a). Bei weiterer Verformung entstehen zunehmend neue Versetzungszellen und der mittlere Verkipfungswinkel an den Zellgrenzen steigt an. Dadurch erhöht sich der Anteil an GWKG kontinuierlich. Auf Grund der einachsigen Belastung durch die Spaltwalze bildet sich eine zunehmend lamellare Anordnung des gesamten Gefüges aus, Abbildung 4.19 (b-d). Die während der Umformung neu gebildeten Korngrenzen führen zu einer deutlichen Reduzierung der mittleren Korngröße. Bei höchster Deformation direkt an der Spaltwalze besteht das Gefüge des Volumenelementes aus einer einheitlich lamellaren Struktur mit einer mittleren Korngröße von  $< 0,3 \mu\text{m}$ . Der Großteil der Korngrenzen ist durch die ständige Zunahme der Verkipfungswinkel den GWKG zuzuordnen ( $> 80 \%$ ), Abbildung 4.17. In der Prozesszone hat sich ein UFG Gefüge ausgebildet, das nach den Kriterien von Humphreys und Brough und Gholina et al. als stabil angesehen wird [Humphreys1999a, Gholina2000]. Bei weiterer Zustellung der Spaltwalze wird das Volumenelement direkt unter dieser zur Seite in den Flansch verdrängt. Bedingt durch diese immer gleichbleibende Fließrichtung des Materials während der Flanschausbildung entstehen extrem gestreckte Körner. Um die neu entstehende Oberfläche ausbilden zu können, müssen zusätzliche Körner



in die Oberfläche aufgenommen werden können. Dieser Vorgang ist allein durch versetzungsbasierte Umformung nicht möglich. Die Ergebnisse dieser Arbeit bezüglich Korngröße und GWKG-Anteil deuten darauf hin, dass dieser Fließprozess über Korngrenzgleiten vonstattengeht. Untersuchungen an hochverformten Werkstoffen mit UFG Gefüge zeigen, dass eine abnehmende Korngröße, hohe Versetzungsdichte und ein hoher GWKG-Anteil diesen Verformungsmechanismus begünstigen [Valiev2002a, Valiev2002b, Chinh2006]. Das Gefüge in Spaltprofilen muss also so weit verfeinern, dass Korngrenzgleiten zu einem relevanten Verformungsmechanismus wird. UFG Gefüge sind folglich eine notwendige Bedingung für das Spaltprofilieren, um dem Werkstoff die erzwungene Oberflächenvergrößerung zu ermöglichen. Die konstante Härte über den Spaltgrund parallel zur Flanschoberseite zeigt, dass die Versetzungsdichte während dieses Fließvorganges nicht weiter zunimmt, Abbildung 4.24. Somit ist Fließen durch Korngrenzgleiten vom Spaltgrund in die Flansche ein sehr wahrscheinlicher Umformmechanismus. Nachdem das Volumenelement aus der Prozesszone in die Flansche geflossen ist, erfährt es keine weitere Verformung. Der stationäre Zustand in der Prozesszone entspricht also einem Gleichgewichtszustand zwischen Werkstoffvolumen aus dem Steg, das in die Prozesszone aufgenommen wird, und Werkstoffvolumen in den Flanschen, welches die Prozesszone durch Korngrenzgleiten verlassen hat. Bei weiterem Spaltprofilieren laufen diese Prozesse in identischer Form weiter ab. Das nachfolgende Blech wird somit in gleicher Weise und mit gleichen Dehnungen umgeformt. Die konstanten Eigenschaften parallel zur Flanschoberseite resultieren aus konstanten Dehnungen, die nach dem Durchlaufen der Prozesszone erzielt werden.

Volumenelemente außerhalb der Blechmitte durchlaufen im Prinzip denselben Vorgang in der Prozesszone. Auf Grund des Deformationsgradienten, der von Spaltwalze in Richtung Hilfswalze besteht, sind die auftretenden Verformungen umso geringer, je weiter das Volumenelement von der Blechmitte entfernt ist. Die Blechoberseite bildet hierbei die untere Grenze des auftretenden

Umformgrades. Sie bildet nach Durchlaufen der Prozesszone die Flanschunterseite aus. Auch hier tritt eine deutliche Gefügefeinung auf, allerdings viel geringer als in der Blechmitte, welche die Flanschoberseite ausbildet. Die Kornstreckung ist wegen des geringeren Umformgrades weniger stark ausgeprägt. Jedoch gilt auch hier: nach Ausbildung der konstanten Prozesszone erfährt ein Volumenelement in konstanter Tiefe (Abstand zur Blechmitte) bei weiterem Spaltprofilieren immer dieselbe Dehnung und das Gefüge entwickelt sich gleichartig. Hierdurch lassen sich die unterschiedlichen Plateauwerte der Härte in unterschiedlicher Tiefe nachvollziehen. Die beiden Extremwerte der Verformung, Blechmitte und Blechoberseite, führen im gefertigten Spaltprofil zu den Extremwerten in der Härteverteilung mit höchster Härte an der Flanschoberseite und niedrigster Härte an der Flanschunterseite.

Alle drei untersuchten Werkstoffe sind nachweislich spaltprofilierbar und ändern ihre Eigenschaften auf Grund der Ausbildung einer konstanten Prozesszone (und damit konstanten Dehnungen) ab einer gewissen Spalttiefe nicht mehr. Folglich sind bei nachfolgenden Spaltprofilierstichen keine Eigenschaftsänderungen zu erwarten. Als logische Konsequenz ergibt sich neben konstanten Eigenschaften in den Flanschen eine unbegrenzte Spalttiefe für die hier dargestellten Werkstoffe. Es tritt keine zunehmende Kaltverfestigung auf, die im Werkstoff auf Grund abnehmender Umformbarkeit zu Rissbildung führen würde.

### **5.1.3 Gefügeentwicklung in der Prozesszone**

Die beim Spaltprofilieren auftretenden extremen Umformgrade können durch die hohen hydrostatischen Druckspannungen vom Werkstoff aufgenommen werden. Beim Durchlaufen der Prozesszone entsteht durch severe plastic deformation UFG Gefüge, das aus dem Zerfall der ursprünglichen Körner entstanden ist. Da sich bei fortschreitendem Spaltprofilieren eine konstante

Prozesszone durch das Blech bewegt, kann das Gefüge vom Steg in Richtung Spaltgrund als Gefügehiste von Ausgangsmaterial zum ultrafeinkörnigen Gefüge angesehen werden. Aus den ansteigenden Härtewerten lässt sich ableiten, dass die Versetzungsdichte in den ursprünglichen Körnern mit zunehmender Deformation massiv ansteigt. EBSD-Messungen ist zu entnehmen, dass sich innerhalb der GWKG des Ausgangsgefüges Subkörner bilden, die durch KWKG voneinander getrennt sind. Diese KWKG entstehen durch Versetzungsakkumulation. Mit fortschreitender Verformung nehmen die Größe der Subkörner ab und die Verkipfung der Körner und Subkörner zueinander zu. Es bildet sich verformungsinduziert ein zunehmend feinkörnigeres Gefüge aus. Definitionen für UFG Gefüge von Pragnell et al. [Pragnell2001] und Valiev [Valiev2006] schreiben beide eine Korngröße von  $< 1 \mu\text{m}$  bei einem Großwinkelanteil von mindestens 70 % bzw. 50 % vor. Hierbei handelt es sich um frei gewählte Grenzwerte. In Spaltprofilen aus ZStE 500 liegt hiernach in den Zonen höchster plastischer Verformung im Spaltgrund und an der Flanschoberseite UFG Gefüge vor. Der Verlauf der Gefügeentwicklung entspricht Literaturdaten zur Entstehung von UFG Gefügen bei anderen SPD-Prozessen. Der definierte Grenzwert der Korngröße wird in einer Tiefe zwischen  $550 \mu\text{m}$  ( $0,98 \mu\text{m}$ ) und  $650 \mu\text{m}$  ( $1,05 \mu\text{m}$ ), der des GWKG-Anteils im Abstand zwischen  $250 \mu\text{m}$  (54,4 %) und  $350 \mu\text{m}$  (49,3 %) zur Oberfläche überschritten, Abbildung 4.17. Somit enthalten Spaltprofile aus ZStE 500 nach strenger Definition UFG Gefüge bis in eine Tiefe von ca.  $300 \mu\text{m}$ . Auch RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11 bilden ein UFG Gefüge bis eine Tiefe von etwa  $300 \mu\text{m}$  aus. Die im Prozess auftretenden Dehnungen sind für diese Stähle, unabhängig von der Blechdicke, folglich bis in  $300 \mu\text{m}$  ausreichend hoch, dass sich UFG Gefüge bilden.

#### 5.1.4 Vergleich mit etablierten SPD-Methoden

Die während des Spaltprofilierens auftretenden hohen hydrostatischen Druckspannungen und die hohen Umformgrade in der Prozesszone erzeugen vergleichbare Zustände, wie sie bei Methoden der severe plastic deformation vorzufinden sind. Die Gefügeentwicklung zeigt dabei deutlich Analogien zu jener von klassisch etablierten SPD-Methoden, wie ECAP und HPT. Jedoch bestehen Unterschiede in der Zielstellung, der Prozessführung und den Umformbedingungen zwischen Spaltprofilieren und ECAP/HPT. SPD-Prozesse wurden entwickelt, um hohe plastische Deformationen in metallische Werkstoffe einzubringen und so ihre Eigenschaften zu modifizieren. Hierfür sind während des Prozesses hohe hydrostatische Druckspannungen zur Unterdrückung der Rissbildung notwendig. Wird das Werkstück während der Umformung komplett von der Matrizie umschlossen, können die höchsten hydrostatischen Spannungen aufgebracht werden. Die Höhe der Druckspannungen hängt hierbei allein vom Werkzeug ab. Aus der notwendigen Aufrechterhaltung der hydrostatischen Druckspannungen ergeben sich die Umformbedingungen. Das Werkstück bleibt während des gesamten Umformvorganges formfüllend vom Werkzeug umschlossen. Überlagerte Scherdehnungen bringen die hohen plastischen Verformungen in das Werkstück ein. Es ergibt sich eine massive Umformung ohne Änderung der Geometrie und Abmessungen der Probe. Die resultierenden Gefüge können bei diesen SPD-Prozessen sehr gleichmäßig in Korngröße und Kornform eingestellt werden, bei ECAP über die Wahl der Route, bei HPT ergibt sich auf Grund der generell sehr hohen Dehnungen ein homogenes Gefüge im äußeren Bereich der scheibenförmigen Probe. Es können bei beiden Verfahren durch eine Erhöhung der Durchgänge die Dehnungen in der Probe beliebig erhöht werden [Valiev2002a].

Ziel des Spaltprofilierens ist die Herstellung verzweigter Blechstrukturen aus einem ebenen Blech. Die Anordnung der hierfür notwendigen Walzen führt

dazu, dass die Prozesszone an der Bandkante nicht vollständig vom Werkzeug umschlossen sein kann. Die beiden Hilfswalzen stützen das Blech in der z-Richtung ab, die Spaltwalze bringt eine Druckkraft in der y-Richtung auf. Um einen hydrostatischen Druckspannungszustand aufzubauen, muss die Gegenkraft zur Spaltwalze vom umzuformenden Werkstoff aufgebracht werden. Somit ist die Höhe der hydrostatischen Druckspannungen durch die Materialfestigkeit, nicht durch die Matrizenfestigkeit begrenzt. Bei unzureichender Umformbarkeit auf Grund zu geringer hydrostatischer Druckspannungen tritt Rissbildung im Spaltgrund auf. Sind hingegen die von der Spaltwalze aufgetragenen Spannungen zu hoch, beginnt sich der Werkstoff im Steg unterhalb der Prozesszone (geringste Festigkeit) unkontrolliert zu verformen, was ein Versagen des Werkstücks zur Folge hat. Die Unterschiede der Umformbedingungen zu ECAP/HPT ergeben sich aus den verschiedenen Zielstellungen. Auf Grund der Geometrieänderung während des Spaltprofilierens besteht in der Prozesszone eine Fließrichtung, die zu massiven Unterschieden im lokalen Spannungszustand in der Prozesszone führt. Des Weiteren besteht ein Deformationsgradient in Belastungsrichtung der Spaltwalze. Entsprechend der Fließrichtung bildet sich durch Spaltprofilieren ein UFG Gefüge aus, dessen Körner parallel zur Flanschoberseite stark gestreckt sind. Auf Grund des Deformationsgradienten besteht das UFG Gefüge nur nahe der Flanschoberseite, die Korngröße nimmt mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite zu.

Volumenelemente, welche die Prozesszone einmal durchlaufen haben, befinden sich im Flansch, der nicht mehr weiter umgeformt wird. Im Gegensatz zu ECAP/HPT finden alle Änderungen im Werkstoff in einem Durchgang durch die Prozesszone statt. Höhere oder andersartige Verformungen treten während des Prozesses nicht auf.

### **5.1.5 Werkstoffanforderungen für das Spaltprofilieren**

Aus den Vorgängen in der Prozesszone und der Prozessführung lassen sich drei Anforderungen an spaltprofilierbare Werkstoffe ableiten:

1. Der Werkstoff muss duktil genug sein, um die Formfüllung des Werkzeugs ohne Unterstützung von hydrostatischen Druckspannungen zu ermöglichen.
2. Der Werkstoff muss in der Lage sein, unter den in der Prozesszone vorliegenden Bedingungen UFG Gefüge auszubilden. Die verfügbaren Druckspannungen sind von der Werkstofffestigkeit abhängig und müssen ausreichen, um die zur UFG-Bildung notwendigen Dehnungen rissfrei aufnehmen zu können. Durch dieses Gefüge wird das notwendige Korngrenzengleiten ermöglicht, ohne das die Oberflächenvergrößerung während der Flanschausbildung nicht möglich scheint.
3. Der Werkstoff muss eine ausreichend hohe Festigkeit im Steg besitzen, um möglichst hohe hydrostatische Druckspannungen in der Prozesszone aufbauen zu können. Diese Druckspannungen müssen hoch genug sein, dass der Werkstoff UFG Gefüge ausbilden kann.

Bei SPD-Verfahren werden üblicherweise eher weiche Werkstoffe eingesetzt, die mit kleineren Prozesskräften umgeformt werden können, wie beispielsweise CP-Al, OFHC-Cu oder IF-Stähle. Diese Werkstoffe sind aus industrieller Sicht für Strukturanwendungen nicht von allzu hoher Relevanz.

### **5.1.6 Erhöhung der hydrostatischen Druckspannungen in der Prozesszone durch Spaltwalzenversatz**

Simulationen am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt an ZStE 500 zeigen, dass der Betrag des Umformgrades und des Materialflusses in Profillängsrichtung gegenüber der Flanschausbildungsrichtung vernachlässigbar klein ist. Die höchsten Umformgrade treten in der

Prozesssimulation im Kontaktbereich zwischen Spaltwalze und Werkstück auf [Müller2007].

Die von der Spaltwalze eingebrachten Druckspannungen sind im Bereich des Walzeneingriffs am höchsten. Die von den Hilfswalzen aufgebrauchten Spannungen sind im Bereich des kleinsten Abstandes der beiden Hilfswalzen zueinander am höchsten. Liegen die Achsen aller drei Walzen in einer Ebene, greift die Spaltwalze in das Blech ein, bevor es von den Hilfswalzen abgestützt wird. Die Bereiche der höchsten Druckspannungen werden vom Blech nacheinander durchlaufen. Durch Überlagerung der aufgebrauchten Druckspannungen lassen sich die hydrostatischen Druckspannungen und die Umformbarkeit des Werkstoffs erhöhen. Diese Überlagerung kann durch einen geometrischen Versatz der Spaltwalze gegenüber den Hilfswalzen um einige Millimeter nach hinten gegen die Blechvorschubrichtung erreicht werden. Die aufgebrauchten Druckspannungen liegen im Bereich von 1,5 bis 2 GPa.

Durch den Spaltwalzenversatz und die damit einhergehende Erhöhung der hydrostatischen Druckspannungen konnte die große Gesamtpalattiefe des Spaltprofils aus DD11 realisiert werden. Bei gleicher inkrementeller Stichtiefe und Werkzeugkonfiguration zeigt ein Vergleich mit und ohne Spaltwalzenversatz einen Anstieg der Gesamtpalattiefe um mehr als 280 % von  $y_{\text{ges}} = 19,5 \text{ mm}$  (ohne Spaltwalzenversatz) auf  $y_{\text{ges}} = 55 \text{ mm}$  (mit Spaltwalzenversatz) [Groche2006b].

### **5.1.7 Größe der Prozesszone**

Messungen des Winkels der Vorzugsorientierung des Gefüges zeigen im Flachschliff des Flansches aus ZStE 500 eine Abhängigkeit von der Flanschposition. Bis zu einem Abstand von etwa 3 mm zum Spaltgrund nimmt der Winkel von  $0^\circ$  auf etwa  $35^\circ$  zu, an der Flanschspitze geht dieser wieder auf  $0^\circ$  zurück. Dieses Verhalten wird unabhängig von der Tiefe beobachtet. Daraus lässt sich

ableiten, dass bis zu einem Abstand von 3 mm zum Spaltgrund noch ein Einfluss des Prozesses auf den Werkstoff vorhanden ist, die Prozesszone also insgesamt eine Breite von ca. 6 mm aufweist. Deren Tiefe in den Steg lässt sich ebenfalls über das Gefüge abgrenzen. Ab einer Tiefe von etwa 2 mm bestehen keine signifikanten Unterschiede zwischen Steg und dem unverformten Ausgangsgefüge mehr.

### 5.1.8 Dehnungen im Spaltprofil

Prozesssimulationen des Spaltprofilierungsvorganges vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt sagen für ZStE 500 mit 2 mm Blechdicke nach einer Spalttiefe von 6 mm im Spaltgrund die höchsten Vergleichsumformgrade von etwa 3 vorher [Müller2007]. Ähnliche Simulationen an anderen Werkstoffen zeigen, dass der Vergleichsumformgrad im Spaltgrund mit zunehmender Spalttiefe kontinuierlich zunimmt. Diese Vorstellung deckt sich nicht mit den beschriebenen Vorgängen in einer konstanten Prozesszone, die konstante Dehnungen im Werkstück hervorruft.

Die experimentelle Dehnungsbestimmung während des Spaltprofilierens ist zum aktuellen Zeitpunkt nicht zuverlässig möglich. Deshalb können im Rahmen dieser Arbeit die im Bauteil vorliegenden Dehnungen nur abgeschätzt werden. Als Parameter eignen sich hierfür die Entwicklung des Gefüges und der lokalen mechanischen Eigenschaften. Durch die plastische Formänderung des Bauteils während des Prozesses sind die auftretenden Gefügeänderungen nicht direkt mit anderen SPD-Methoden vergleichbar. Allerdings lassen sie eine Eingrenzung des vorliegenden Dehnungsbereiches zu. Die höchsten Dehnungen treten an der Oberfläche des Spaltgrundes auf. Die mittlere flächenbezogene Korngröße beträgt  $0,39\ \mu\text{m}$ , der Lamellenabstand jedoch unter 100 nm und der Anteil an GWKG liegt über 80 %. Vergleiche mit Ergebnissen aus der Literatur an SPD-verformten HSLA- und IF-Stählen [Majta2007,



Máthis2007] legen Größenordnungen von  $\varepsilon > 8$  nahe. Bei diesen Dehnungen haben die mechanischen Eigenschaften ein konstantes Niveau erreicht, das sich auch bei weiterer Verformung nicht mehr signifikant ändert.

## 5.2 Charakteristische Gefüge und Eigenschaften von Spaltprofilen

Auf Grund der eingebrachten Dehnungen bildet sich in Spaltprofilen eine charakteristische Gefügeverteilung über den Profilquerschnitt aus. An der Oberfläche des Spaltgrundes und der Flansche, wo die höchsten Deformationen während des Prozesses auftreten, bildet sich nach einer Einlaufphase ein ultrafeinkörniges Gefüge parallel zur Flanschoberseite aus. Die Härte ist entsprechend dem Gefüge parallel zur Oberfläche konstant, Abbildung 5.2, (ausgenommen die Flanschspitzen). Diese Gefüge- und Härteverteilung findet sich in allen drei hier untersuchten Stahlgüten ZStE 500, RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11, unabhängig von den Prozessparametern und Ausgangsblechdicken wieder.

Die größte Härtesteigerung (Plateauwert in 50  $\mu\text{m}$  Tiefe) bezogen auf die Grundhärte ist bei DD11 zu finden. Diese liegt bei 118 %, im Vergleich zu 76 % für ZStE 500 und 41 % für RAWAEL<sup>®</sup> 80s. Dies ist auf die größte Ausgangskorngröße und die damit verbundene geringste Grundhärte von DD11 zurückzuführen. Die Unterschiede in der Korngröße an der Flanschoberseite der drei Werkstoffe sind relativ gering.

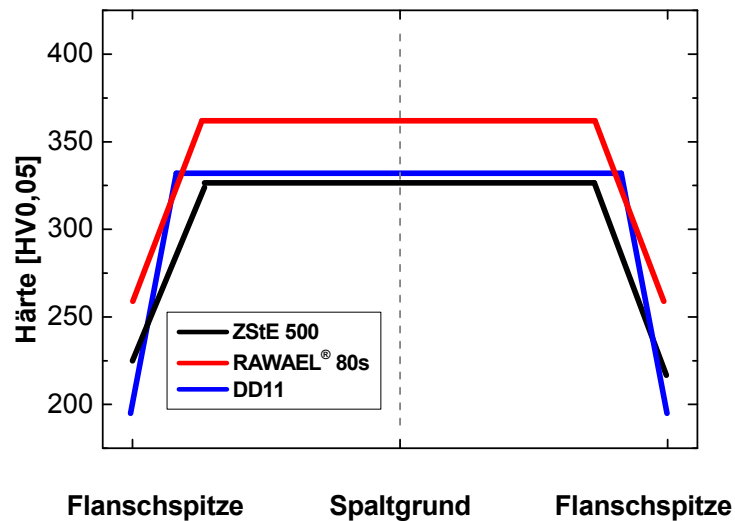


Abbildung 5.2: Schematische Härteverläufe parallel zur Flanschoberseite für ZStE 500, RAWAEL® 80s und DD11 (in 50 µm Tiefe)

Senkrecht zur Flanschoberseite besteht über den gesamten Profilquerschnitt ein steiler Gradient in der Korngröße. Mit zunehmendem Abstand zur Oberseite nimmt die Korngröße kontinuierlich zu. Der Gefügegradient geht mit einem Härtegradient einher, die Härte sinkt mit zunehmendem Abstand zur Oberfläche, Abbildung 5.3. Für alle drei Werkstoffe beträgt die Korngröße bis in eine Tiefe von  $300\text{ }\mu\text{m} < 1\text{ }\mu\text{m}$  und der GWKG-Anteil  $> 50\%$ . Es liegen also nach strenger Definition bis in eine Tiefe von  $300\text{ }\mu\text{m}$  UFG Gefüge vor. Diese Grenze ist jedoch nicht von großer Bedeutung, da sowohl in der Korngröße als auch in den Eigenschaften ein fließender Übergang von Flanschober- zu Flanschunterseite besteht. Lokale Gefüge- und Härteuntersuchungen zeigen, dass die Härteverteilung eine direkte Folge der Korngrößenverteilung und somit eine Folge der Deformationsverteilung über den Profilquerschnitt während des Spaltprofilierprozesses ist.

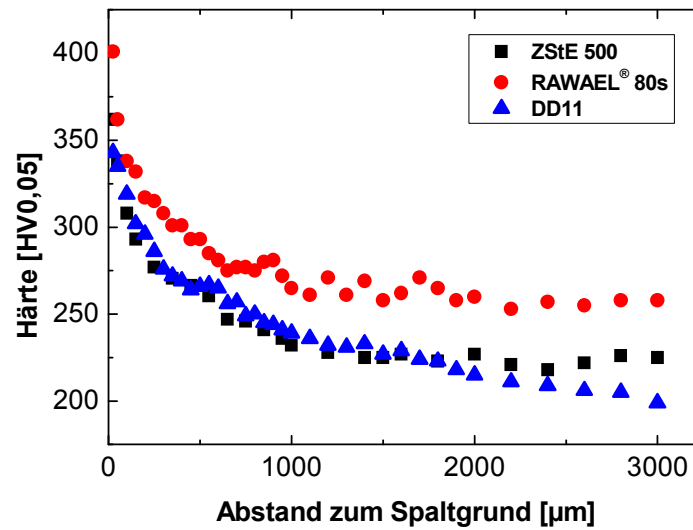


Abbildung 5.3: Härteverläufe senkrecht zur Flanschoberseite für ZStE 500, RAWAEL® 80s und DD11

Trägt man diese Härtegradienten über der reziproken Quadratwurzel der Korngröße entsprechend der Hall-Petch-Beziehung auf, ist zu erkennen, dass alle drei Werkstoffe auf einer Geraden liegen, Abbildung 5.4. Somit zeigen alle verwendeten Stähle, unabhängig von der Gefügezusammensetzung und der jeweiligen Grundhärte, die gleiche Korngrößenabhängigkeit der Härte, Gleichung 5.1:

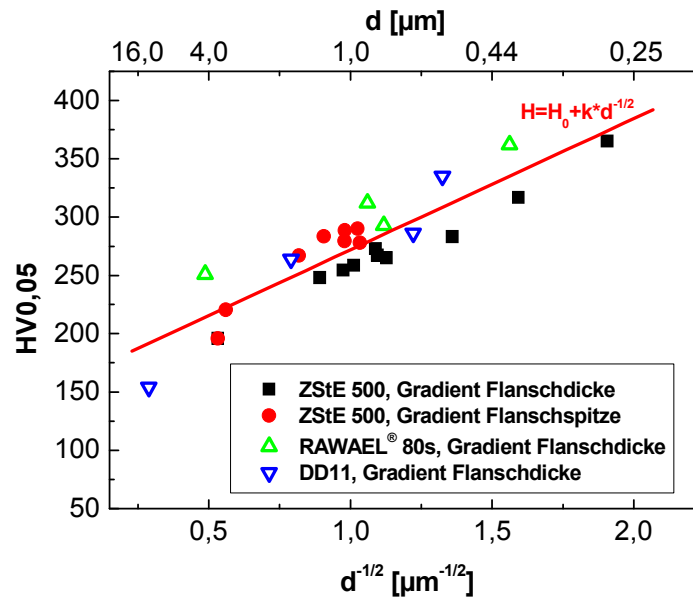


Abbildung 5.4: Hall-Petch-Beziehung für ZStE 500, RAWAEL® 80s und DD11

$$H = H_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} = 159HV_{0,05} + \frac{113HV_{0,05}\sqrt{\mu m}}{\sqrt{d}}. \quad (5.1)$$

Keiner der Werkstoffe zeigt einen Rückgang der Härte mit abnehmender Korngröße. Der inverse Hall-Petch-Effekt tritt also bei den hier vorliegenden Korngrößen noch nicht auf. Ein Vergleich mit Literaturdaten lässt diesen erst ab  $< 20$  nm erwarten. Die kleinsten Kornabmessungen in Spaltprofilen liegen bei etwa 80 nm und sind senkrecht zur Flanschoberseite vorzufinden. Somit sind noch weitere Festigkeits- und Härtesteigerungen möglich, sollte es gelingen, die Korngröße noch weiter zu reduzieren.

### 5.2.1 Eigenschaften der Flansche

Die Ergebnisse der Zugversuche an ZStE 500 zeigen, dass sich das Umformverhalten im uniaxialen Zugversuch zwischen hochverformten Proben aus dem Flanschbereich der Spaltprofile deutlich von dem des Ausgangsmaterials unter-

scheidet. Die Flanschproben zeigen unabhängig von der Entnahmerichtung einen signifikanten Anstieg der Festigkeit gegenüber dem Ausgangsmaterial von mehr als 60 % auf über 800 MPa. Aufgrund des geringen Verfestigungsverhaltens verformen sich die Proben unter Zug praktisch nicht homogen, sondern schnüren direkt nach Überschreiten der elastischen Verformung ein und erreichen mit derselben Probengeometrie etwa die Hälfte der Bruchdehnung des Ausgangsmaterials. Die Flanschproben zeigen nach Überschreiten der Zugfestigkeit duktilen Verhalten, bevor sie brechen. Diese Verformungscharakteristik ist typisch für Werkstoffe mit UFG Gefüge. Auch das Verhalten im Zugversuch bestätigt also eine Zuordnung des Spaltprofilierens zu den Methoden der severe plastic deformation.

Die im Zugversuch ermittelten Ergebnisse entsprechen den gemittelten Eigenschaften des gesamten Probenvolumens. Die lokalen Festigkeiten lassen sich aus Härtemessungen ableiten.

Zur Ermittlung des quantitativen Zusammenhangs zwischen Härte und Festigkeit wurde an vorgedehnten Zugproben des ZStE 500-Ausgangsmaterials die Härte bestimmt und mit der jeweils gemessenen Festigkeit verknüpft. Im resultierenden Graph wurden die Punkte mithilfe einer linearen Regression angepasst. Gleichung 5.2 beschreibt den gefundenen Zusammenhang für die hier verwendeten ZStE 500-Platinen:

$$R_{p0,2} = 3,36 \cdot HV_{0,05} - 155 \text{ MPa}. \quad (5.2)$$

Um die angepassten Parameter zu verifizieren wurden Zugversuche an Proben aus dem Flansch (ZStE 500) durchgeführt, die den Gefüge- und Härtegradienten enthalten. Zur theoretischen Vorhersage der Festigkeit der Zugproben wurde der arithmetische Mittelwert des Härtegradienten bestimmt und mit diesem Mittelwert mithilfe von Gleichung 5.2  $R_{p0,2}$  berechnet. Vergleiche mit experimentellen Ergebnissen zeigen die gute Übereinstimmung zwischen

Vorhersage und experimentellen Ergebnissen. Die Abweichung zwischen Berechnung und Experiment beträgt weniger als 4 %, Tabelle 5.1.

**Tabelle 5.1: ZStE 500, Vergleich der 0,2 %-Dehngrenze (berechnet und experimentell)**

| Probenposition          | $R_{p0,2}$ berechnet [MPa] | $R_{p0,2}$ experimentell [MPa] |
|-------------------------|----------------------------|--------------------------------|
| 0 – 800 $\mu\text{m}$   | 755                        | 744                            |
| 0 – 400 $\mu\text{m}$   | 803                        | 789                            |
| 400 – 800 $\mu\text{m}$ | 707                        | 682                            |

Mithilfe von Gleichung 5.2 lässt sich somit für ZStE 500 jedem Härtewert (HV0,05) die entsprechende Dehngrenze zuordnen. Es lassen sich somit trotz des steilen Eigenschaftsgradienten die Festigkeitsverteilung über den Querschnitt eines Spaltprofils aus experimentell sehr einfach durchzuführenden Härtemessungen bestimmen. In einer Tiefe von 25  $\mu\text{m}$  beträgt die Härte in einem ZStE 500-Spaltprofil 365 HV0,05. An der Flanschoberseite konnten Festigkeiten von mehr als 1000 MPa errechnet werden.

Die lokale Festigkeitssteigerung kann somit einen Faktor 2 und mehr betragen. Aus diesen Vorteilen des Spaltprofilierens ergeben sich mögliche Anwendungen in zahlreichen Produktfeldern. Die gefertigten Bauteile können durch ihre geometrische Steifigkeit und ihre prozessbedingte lokal hohe Festigkeit einen entscheidenden Beitrag im konstruktiven Leichtbau leisten, weil dadurch mit geringeren Blechstärken gearbeitet werden kann. Da die Gesamtpalattiefe von Seiten des Werkstoffs nicht begrenzt ist, können beliebig lange Flansche mit ihren hervorragenden Eigenschaften ausgeformt werden. Anwendungsbeispiele wären selbsttragende Kammerprofile oder Versteifungselemente im Fahrzeugbau.

Auf Grund der deutlich festeren und härteren Oberflächen der Flansche eignen sich diese Bereiche besonders für verschleißbelastete Bauteile, wie z.B. Linearführungen oder Scharniere. Auch in der Ermüdungsfestigkeit der Flansche lässt sich eine deutliche Verbesserung erwarten. Sowohl das feinkörnige Gefüge als auch die doppelt so hohe Festigkeit lassen einen signifikanten Anstieg der Dauerfestigkeit vermuten. Somit wären auch im Bereich zyklischer Belastung Anwendungen für Spaltprofile denkbar, wie beispielsweise im Flugzeugbau.

Generell bietet Spaltprofilieren die Möglichkeit der integralen, kontinuierlichen Fertigung verzweigter Profile. Diese können in einem nachträglichen Walzprofilierprozess zu Mehrkammerprofilen integraler Bauweise eingeformt werden. Die gefertigten Profile können in kontinuierlicher Fertigung hergestellt werden, womit prinzipiell beliebig lange Bauteile realisierbar sind. Ähnliche Bauteile können konventionell beispielsweise durch Strangpressen hergestellt werden. Spaltprofilieren erlaubt jedoch neben Aluminiumlegierungen, die typischerweise beim Strangpressen Verwendung finden, auch höher- und höchstfeste Stähle zu verarbeiten.

## 6 Zusammenfassung

In dieser Arbeit konnte ein geschlossenes Bild der beim Spaltprofilierprozess im Werkstoff ablaufenden mikrostrukturellen Vorgänge und der damit einhergehenden Änderungen in Gefüge und mechanischen Eigenschaften erstellt werden.

### **Erkenntnisse zum Prozess des Spaltprofilierens**

Während des Spaltprofilierens bildet sich nach einem Einlaufprozess ein stationärer Zustand in der Prozesszone aus. Der Werkstoff verlässt diese immer im gleichen Zustand, unabhängig von der aktuellen Spalttiefe. Der stationäre Zustand führt folglich zu gleichbleibenden Dehnungen, die der Werkstoff beim Durchlaufen der Prozesszone erfährt. Des Weiteren resultiert aus einer stationären Prozesszone eine konstante Gefüge- und Eigenschaftsverteilung im Flansch. Es konnte für alle drei untersuchten Stähle ZStE 500, RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11 der stationäre Zustand in der Prozesszone nachgewiesen werden. Alle drei Werkstoffe konnten bei Vorliegen des stationären Zustandes in der Prozesszone nachweislich weiter spaltprofiliert werden. Folglich ist von Seiten dieser Werkstoffe keine Begrenzung der Spalttiefe zu erwarten. ZStE 500, RAWAEL<sup>®</sup> 80s und DD11 sollten aus materialwissenschaftlicher Sicht beliebig tief spaltbar sein.

Auf Grund des prozessimmanenten Deformationsgradienten besteht in der Prozesszone ein Dehnungsgradient, bei dem die Dehnung abhängig vom Abstand zur Spaltwalze ist. Diese beiden Eigenschaften des Spaltprofilierprozesses, eine konstante Prozesszone und der vorliegende Dehnungsgradient,



führen zu den charakteristischen Gefügen und Härteverteilungen von Spaltprofilen.

### **Charakteristisches Gefüge von Spaltprofilen**

In Spaltprofilen konnte im Spaltgrund und über große Bereiche der Flansche ultrafeinkörniges (UFG) Gefüge mit mittleren Korngrößen bis zu  $0,3\,\mu\text{m}$  parallel zur Flanschoberseite nachgewiesen werden. Dieses resultiert aus den hohen Dehnungen, die in der Prozesszone direkt an der Spaltwalze auftreten. Durch das UFG Gefüge wird der Prozess des Spaltprofilierens möglich, da die geringe Korngröße kombiniert mit einem hohen Anteil an Großwinkelkorn-grenzen das Korngrenzengleiten als zusätzlichen Verformungsmechanismus begünstigt. Durch diesen Mechanismus wird die Versetzungsdichte in den Körnern nicht weiter erhöht, folglich vermindert sich die Umformbarkeit des Werkstoffs bei zunehmender Umformung nicht. Es wird eine konstante Prozesszone ermöglicht, in welcher der Werkstoff über Korngrenzengleiten in die Flansche fließen kann. Auf Grund des Deformationsgradienten in der Prozesszone besteht senkrecht zur Flanschoberseite ein Gradient in der Korngröße, bei dem die Korngröße mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite zunimmt. Dieser Gradient tritt über den gesamten Profilquerschnitt auf. Parallel zur Flanschoberseite ist das Gefüge konstant. Die Korngröße hängt allein vom Abstand zur Flanschoberseite ab. Ausgenommen hiervon sind die Flanschspitzen, die während des Einlaufprozesses ohne konstante Prozesszone gebildet werden. Hier besteht auch ein Korngrößengradient parallel zur Flanschoberseite.

### **Charakteristische Eigenschaften von Spaltprofilen**

Durch die Bildung des UFG Gefüges erhöht sich die Härte der verwendeten Werkstoffe in den Flanschen bis um den Faktor 2. Härtemessungen zeigen die charakteristische lokale Härteverteilung über den Profilquerschnitt. Parallel zur Flanschoberseite steigt die Härte von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund an, bis das UFG Gefüge gebildet ist. Dann ergibt sich ein Härteplateau über

einen Großteil der Flansche und den Spaltgrund, bevor die Härte an der anderen Flanschspitze wieder symmetrisch abfällt. Die Härte ist entsprechend dem Gefüge über weite Teile des Profilquerschnitts parallel zur Flanschoberseite konstant. Senkrecht dazu besteht ein Gradient mit abfallender Härte bei zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite. Die Härte lässt sich mithilfe eines in dieser Arbeit angepassten linearen Zusammenhangs in die Festigkeit umrechnen. Somit kann für jeden lokal gemessenen Härtewert die Fließspannung im Profil ermittelt werden und folglich die gesamte Fließspannungsverteilung über den Profilquerschnitt aus Härtemessungen abgeleitet und in Umform- und Eigenschaftssimulationen eingebracht werden. An der Flanschoberseite konnten für ZStE 500 Festigkeiten von über 1000 MPa bestimmt werden. Die ermittelten Härtewerte sind direkt an die Korngröße gekoppelt. Es konnte eine Korrelation zwischen Härte und Korngröße entsprechend der Hall-Petch-Beziehung nachgewiesen werden.

Durch das Spaltprofilieren lassen sich sehr große Bauteile mit konstantem UFG Gefüge (konstanter Verteilung) herstellen. Dies bietet die Möglichkeit, eine große Anzahl von Proben identischer Eigenschaften aus dem Werkstück zu entnehmen, wie sie beispielsweise für Ermüdungsuntersuchungen benötigt werden. Des Weiteren besteht mit dem Spaltprofilieren eine Methode, UFG Gefüge in kommerziellen höher- und höchstfesten Stählen zu erzeugen.

## 7 Ausblick

Die in dieser Arbeit untersuchten Profile wurden alle an einem Gerüst im Reversierbetrieb hergestellt. Es existiert in der Zwischenzeit eine Anlage zur kontinuierlichen Fertigung von Spaltprofilen durch zehn hintereinander angeordnete Spaltprofiliergerüste. Die für Spaltprofile charakteristischen Eigenschaften (UFG Gefüge, stationärer Zustand in der Prozesszone, Härteplateau parallel zur Flanschoberseite) scheinen auch bei kontinuierlich gefertigten Spaltprofilen aufzutreten. Detaillierte Vergleichsuntersuchungen stehen jedoch noch aus.

Die charakteristischen Eigenschaften in Spaltprofilen sind zum einen auf den prozessimmanenten Deformationsgradienten mit resultierendem Gefüge- und Eigenschaftsgradienten, zum anderen auf die Entstehung des UFG Gefüges zurückzuführen. Da UFG Gefüge thermisch nicht stabil sind, sind Vergröberungen des Gefüges durch thermische Belastung in nachfolgenden Prozessschritten bzw. im Bauteileinsatz von Spaltprofilen zu erwarten. Generell ist mit einer Verringerung der Festigkeit durch Wärmeeinwirkung auf Spaltprofile zu rechnen. Offen sind jedoch Fragen zur Entwicklung des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone. Auch Fräsprozesse, besonders das High Speed Cutting (HSC), können zu erheblichen thermischen Belastungen im Bauteil führen. Des Weiteren gibt es bisher keine grundlegenden Untersuchungen zum Verhalten von UFG Gefügen während HSC bezüglich der generellen Fräsbarkeit, der Oberflächenqualität oder des Werkzeugverschleißes. Erste Untersuchungen an Spaltprofilen aus ZStE 500 zeigen allerdings, dass von Seiten des Werkstoffs nichts gegen HSC-Bearbeitungen mit Schnittgeschwindigkeiten bis 5000 m/min spricht [Kaune2009].

Generell wurde für UFG Gefüge festgestellt, dass die Dehnungskennwerte, vor allem die Gleichmaßdehnung, durch geeignete Wärmebehandlungen erhöht und somit die Umformeigenschaften verbessert werden können. Hierfür wurden von Bruder et al. [Bruder2008] erste Untersuchungen an Spaltprofilen durchgeführt. Zugversuche an wärmebehandelten Proben aus dem Flansch zeigen, dass Erholungsglühungen die Umformbarkeit und vor allem die Gleichmaßdehnung der Flansche erhöhen, wobei jedoch die Festigkeit reduziert wird.

Das Verhalten von Spaltprofilen unter zyklischer Belastung ist bisher noch unbekannt. Auf Grund der höheren Festigkeit des UFG Gefüges und der kleinen Korngrößen ist eine deutliche Erhöhung der Dauerfestigkeit gegenüber dem Ausgangsmaterial zu erwarten. Hierbei ist wegen der bereits im statischen Zugversuch auftretenden Sekundärrisse besonders der Risspfad und das Bruchverhalten von Proben aus Spaltprofilen zu beachten. Zur Verbesserung der Ermüdungseigenschaften sollen in Spaltprofile durch Kugelstrahlen Druckeigenspannungen in die Oberfläche eingebracht werden. Hierbei gilt es im Besonderen folgende Fragen zu klären:

- Welche Gefügeveränderungen treten beim Kugelstrahlen, d.h. andersartiger Umformung, von UFG Gefügen auf?
- Welches Potential zur Eigenschaftsverbesserung durch Kugelstrahlen weisen UFG Gefüge auf?

Aus der Anwendung für Linearführungen aus Spaltprofilen ergibt sich die Frage nach weiterer Verbesserung der Oberflächen bezüglich der Verschleiß-eigenschaften, wie beispielsweise durch Nitrieren des Werkstoffs. Hierbei stellt sich primär die Frage, welchen Einfluss UFG Gefüge auf die Kinetik des Nitrierens haben. Können UFG Gefüge nitriert werden, ohne dass das UFG Gefüge zerstört wird?

## 8 Literaturverzeichnis

- AKHMADEEV, N.A., KOBELEV, N.P., MULYUKOV, R.R., SOIFER, YA.M. VALIEV, R.Z.: The effect of heat treatment on the elastic and dissipative properties of copper with the submicrocrystalline structure. *Acta Metallurgica et Materialia* 41 (1993), 1041-1046.
- ARMSTRONG, R., CODD, I., DOUTHWAITE, R. M., PETCH, N. J.: The plastic deformation of polycrystalline aggregates. *Philosophical Magazine* 7 (1962), 73, 45-58.
- BALOGH, L., UNGÁR, T., ZHAO, Y., ZHU, Y.T., HORITA, Z., XU, C., LANGDON T.G.: Influence of stacking-fault energy on microstructural characteristics of ultrafine-grain copper and copper-zinc alloys. *Acta Materialia* 56 (2008), 809-820.
- BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik*. 2. Auflage. Carl Hanser Verlag (1989), ISBN 3-446-15598-8.
- BOWEN, J.R., PRAGNELL, P.B., HUMPHREYS, F.J.: Microstructural evolution of the deformed state during severe plastic deformation of an ECAE processed Al-0,13%Mg alloy. *Materials Science Forum* 331-337 (2000), 545-550.
- BOWEN, J.R., PRANGNELL, P.B., JUUL JENSEN, D., HANSEN, N.: Microstructural parameters and flow stress in Al-0,13% Mg deformed by ECAE pressing. *Materials Science and Engineering A* 387-389 (2004), 235-239.
- BRUDER, E., BOHN, T., MÜLLER, C.: Properties of UFG HSLA steel profiles produced by linear flow splitting. *Materials Science Forum* 584-586 (2008), 661-666.

- CAHN, R.W., HAASEN, P.: *Physical Metallurgy*. 4. Auflage. Elsevier Science B.V. (1996), ISBN 0-444-89875-1.
- CARLTON, C.E., FERREIRA, P.J.: What is behind the inverse Hall-Petch effect in nanocrystalline materials? *Acta Materialia* 55 (2007), 3749-3756.
- CHEN, X.H., LU, J., LU, L., LU, K.: Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel. *Scripta Materialia* 52 (2005), 1039-1044.
- CHINH, N.Q., HORVÁRTH, G., HORITA, Z., LANGDON, T.G.: A new constitutive relationship for the homogeneous deformation of metals over a wide range of strain. *Acta Materialia* 52 (2004), 3555-3563.
- CHINH, N.Q., SZOMMER, P., HORITA, Z., LANGDON, T.G.: Experimental evidence for grain-boundary sliding in ultrafine-grained aluminum processed by severe plastic deformation. *Advanced Materials* 18 (2006), 34-39.
- CONRAD, H., NARAYAN, J.: On the grain size softening in nanocrystalline materials. *Scripta Materialia* 42 (2000), 1025-1030.
- DALLA TORRE, F.H., LAPOVOK, R., SANDLIN, J., THOMSON, P.F., DAVIES, C.H.J., PERELOMA, E.V.: Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1-16 passes. *Acta Materialia* 52 (2004), 4819-4832.
- DALLA TORRE, F.H., GAZDER, A.A., PERELOMA, E.V., DAVIES, C.H.: Recent progress on the study of the microstructure and mechanical properties of ECAP copper. *Journal of Materials Science* 42 (2007), 9097-9111.
- DAO, M., LU, L., ASARO, R.J., DE HOSSON, J.T.M., MA, E.: Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals. *Acta Materialia* 55 (2007), 4041-4065.
- DOBATKIN, S.V., RYBAL'CHENKO, O.V., RAAB, G.I.: Structure formation, phase transformations and properties in Cr-Ni austenitic steel after equal-channel

- angular pressing and heating. *Materials Science and Engineering* 463 (2007), 41-45.
- DOHERTY, R.D., HUGHES, D.A., HUMPHREYS, F.J., JONAS, J.J., JUUL JENSEN, D., KASSNER, M.E., KING, W.E., MCNELLEY, T.R., MCQUEEN, H.J., ROLLETT, A.D.: Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A* 238 (1997), 219-274.
- EIZADJOU, M., MANESH, H.D., JANGHORBAN, K.: Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process. *Journal of Alloys and Compounds* 474 (2009), 406-415.
- FANG, D.R., DUAN, Q.Q., ZHAO, N.Q., LI, J.J., WU, S.D., ZHANG, Z.F.: Tensile properties and fracture mechanism of Al-Mg alloy subjected to equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A* 459 (2007), 137-144.
- FIGUEIREDO, R.B., CETLIN, P.R., LANGDON, T.G.: The processing of difficult-to-work alloys by ECAP with an emphasis on magnesium alloys. *Acta Materialia* 55 (2007), 4769-4779.
- FURUKAWA, M., HORITA, Z., NEMOTO, M., VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G.: Microhardness measurements and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg alloy with submicrometer grain size. *Acta Materialia* 44 (1996), 4619-4629.
- FURUKAWA, M., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.G.: Processing of metals by equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Science* 36 (2001), 2835-2843.
- GAZDER, A.A., CAO, W., DAVIES, C.H.J., PERELOMA, E.V.: An EBSD investigation of interstitial-free steel subjected to equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering A* 497 (2008), 341-352.

- GHOLINA, A., BOWEN, J.R., HAYES, J.S., WANG, J., HUMPHREYS, F.J., PRANGNELL, P.B.: The annealing behaviour of severely deformed alloys. In: Recrystallization – fundamental aspects and relations to deformation microstructures, *Proc. of the 21<sup>st</sup> Risø Int. Symp. On Materials Science*, edited by Hansen, N., Huang, X., Juul Jensen, D., Lauridsen, E.M., Leffers, T., Pantleon, W., Sabin, T.J., Wert, J.A., Risø National Labs, Denmark (2000), 345-351.
- GIGA, A., KIMOTO, Y., TAKIGAWA, Y., HIGASHI, K.: Demonstration of an inverse Hall-Petch relationship in electrodeposited nanocrystalline Ni-W alloys through tensile testing. *Scripta Materialia* 55 (2006), 143-146.
- GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer (2001), ISBN 3-540-41961-6.
- GROCHE, P., JÖCKEL, M.: Zur Rolle des hydrostatischen Spannungszustandes bei inkrementellen Umformprozessen am Beispiel des Fließspaltens. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 33 (2002), 80-84.
- GROCHE, P., VUCIC, D., JÖCKEL, M.: Steifigkeitsoptimierter Leichtbau durch neue Umformverfahren für Blech. Tagungsband, MAT-INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft mbH, Weinheim, (2004).
- GROCHE, P., VUCIC, D.: Multi-chambered profiles made from high-strength sheets. In: Production Engineering, Annals of the WGP, Vol. XIII/1, Hannover, (2006a), 67-70, ISBN 3-9807670-8-6.
- GROCHE, P., VUCIC, D., RINGLER, J.: Spaltprofilieren – Verzweigte Strukturen aus Blech. *Umformtechnisches Kolloquium Darmstadt (UKD)*, Hrsg.: Groche, P., Verlag Meisenbach (2006b), 193-204, ISBN 3-87525-229-2.
- GROCHE, P., RINGLER, J., VUCIC, D.: New forming processes for sheet metal with large plastic deformation. Sheet Metal 2007, Palermo, edited by Micari, M. Geiger, et al., *Key Engineering* 344, (2007a), 251-258, ISBN 0-87849-437-5.



- GROCHE, P., VUCIC, D., JÖCKEL, M.: Basics of linear flow splitting. *Journal of Materials Processing Technology* 183, (2007b), 249-255.
- HALL, E.O.: The deformation and ageing of mild steel: III Discussion and results. *Proceedings of the Physical Society* 64, (1951), 747-753.
- HANSEN, N.: Hall-Petch relation and boundary strengthening. *Scripta Materialia* 51 (2004), 801-806.
- HARRIS, C., ROBERTS, S.M., PRAGNELL, P.B., HUMPHREYS, F.J.: Proceedings of ReX'96: *The Third International Conference on Recrystallisation and Related Phenomena*, edited by McNelley, T., Monterey Institute of Advanced Studies, Monterey, CA (1997), 587.
- HEBESBERGER, T., STÜWE, H.P., VORHAUER, A., WETSCHER, F., PIPPAN, R.: Structure of Cu deformed by high pressure torsion. *Acta Materialia* 53 (2005), 393-402.
- HORITA, Z., FURUKAWA, M., NEMOTO, M., BARNES, A.J., LANGDON, T.G.: Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation. *Acta Materialia* 48 (2000), 3633-3640.
- HORITA, Z., FUJINAMI, T., NEMOTO, M., LANGDON, T.G.: Improvement of mechanical properties for Al alloys using equal-angular channel pressing. *Journal of Materials Processing Technology* 117 (2001a), 288-292.
- HORITA, Z., FUJINAMI, T., LANGDON, T.G.: The potential for scaling ECAP: effect of sample size on grain refinement and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A* 318 (2001b), 34-41.
- HORITA, Z., LANGDON, T.G.: Microstructures and microhardness of an aluminum alloy and pure copper after processing by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A* 410-411 (2005), 422-425.

- HOWE, A.A.: Ultrafine grained steels: industrial prospects. *Materials Science and Technology* 16 (2000), 1264-1266.
- HUGHES, D.A., HANSEN, N.: High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms. *Acta Materialia* 45 (1997), 3871-3886.
- HUMPHREYS, F.J., PRANGNELL, P.B., BOWEN, J.R., GHOLINA, A., HARRIS, C.: Developing stable fine-grain structures by large strain deformation. *Phil. Trans. R. Soc. Lond.* 357A (1999a), 1663-1681.
- HUMPHREYS, F.J., BROUGH, I.: High resolution electron backscatter diffraction with a field emission gun scanning electron microscope. *Journal of Microscopy* 195 (1999b), 6-9.
- IWAHASHI, Y., WANG, J., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.C.: Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta Materialia* 35 (1996), 143-146.
- IWAHASHI, Y., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.G.: An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing. *Acta Materialia* 45 (1997), 4733-4741.
- IWAHASHI, Y., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.G.: The process of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Acta Materialia* 46 (1998), 3317-3331.
- JÖCKEL, M.: *Grundlagen des Spaltprofilierens von Blechplatten*. Dissertation am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt, Shaker Verlag (2005), ISBN 3-8322-4218-X.
- KAMIKAWA, N., TSUJI, N., MINAMINO, Y.: Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding. *Science and Technology of Advanced Materials* 5 (2004), 163-172.

- KAMIKAWA, N., SAKAI, T., TSUJI, N.: Effect of redundant shear strain on microstructure and texture evolution during accumulative roll-bonding in ultralow carbon IF steel. *Acta Materialia* 55 (2007), 5873-5888.
- KAUNE, V.: *Spanende Bearbeitung von UFG-Gefügen*. Diplomarbeit am Fachgebiet Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2009).
- KIM, H.S., RYU, W.S., JANECEK, M., BAIK, S.C., ESTRIN, Y.: Effect of equal channel angular pressing on microstructure and mechanical properties of IF steel. *Advanced Engineering Materials* 7 (2005), 43-46.
- KIM, J.K., KIM, H.K., PARK, J.W., KIM, W.J.: Large enhancement in mechanical properties of the 6061 Al alloy after a single pressing by ECAP. *Scripta Materialia* 53 (2005), 1207-1211.
- KO, Y.G., SHIN, D.H., PARK, K.-T., LEE, C.S.: An analysis of the strain hardening behavior of ultra-fine grain pure titanium. *Scripta Materialia* 54 (2006), 1785-1789.
- KOLOBOV, YU.R., KASHIN, O.A., SAGYMBAEV, E.E., DUDAREV, E.F., BUSHNEV, L.S., GRABOVETSKAYA, G.P., POCHIVALOVA, G.P., GIRSOVA, N.V., STOLAROV, V.V.: Structure and mechanical and electrochemical properties of ultrafine-grained Ti. *Russian Physics Journal* 43 (2000), 71-78.
- KOMURA, S., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON T.G.: Influence of stacking fault energy on microstructural development in equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Research* 14 (1999), 4044-4050.
- KUMAR, K.S., VAN SWYGENHOVEN, H., SURESH, S.: Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys. *Acta Materialia* 51 (2003), 5743-5774.
- LANGDON, T.G., FURUKAWA, M., NEMOTO, M., HORITA, Z.: Using equal-channel angular pressing for refining grain size. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society* April (2000), 30-33.

- LANGDON, T.G.: The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A* 462 (2007a), 3-11.
- LANGDON, T.G.: The processing of ultrafine-grained materials through the application of severe plastic deformation. *Journal of Materials Science* 42 (2007b), 3388-3397.
- LEBEDEV, A.B., BURENKOV, YU.A., ROMANOV, A.E., KOPYLOV, V.I., FILONENKO, V.P., GRYAZNOV, V.G.: Softening of the elastic modulus in submicrocrystalline copper. *Materials Science and Engineering A* 203 (1995), 165-170.
- LEE, S.H., SAITO, Y., TSUJI, N., UTSUNOMIYA, H., SAKAI, T.: Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 46 (2002), 281-285.
- LI, B.L., TSUJI, N., KAMIKAWA, N.: Microstructure homogeneity in various metallic materials heavily deformed by accumulative roll-bonding. *Materials Science and Engineering A* 423 (2006), 331-342.
- LIU, M., SHI, B., GUO, J., CAI, X., SONG, H.: Lattice constant dependence of elastic modulus for ultrafine grained mild steel. *Scripta Materialia* 29 (2003), 167-171.
- LOWE, T.C., ZHU, Y.T.: Commercialisation of nanostructured metals produced by spd processing, *Advanced Engineering Materials* 5 (2003), 373-378.
- LUGO, N., LLORCA, N., CABRERA, J.M., HORITA, Z.: Microstructures and mechanical properties of pure copper deformed severely by equal-channel angular pressing and high pressure torsion. *Materials Science and Engineering A* 477 (2008), 366-371.
- MA, A., NISHIDA, Y., SUZUKI, K., SHIGEMATSU, I., SAITO, N.: Characteristics of plastic deformation by rotary-die equal-channel angular pressing. *Scripta Materialia* 52 (2005), 433-437.

- MAGER, M.: *Bestimmung des lokalen elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens an Spaltprofilen mittels Nanoindentierung*. Diplomarbeit am Fachgebiet Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2008).
- MAJTA, J., MUSZKA, K.: Mechanical properties of ultra fine-grained HSLA and Ti-IF steels. *Materials Science and Engineering A* 464 (2007), 186-191.
- MAO, J., KANG, S.B., PARK, J.O.: Grain refinement, thermal stability and tensile properties of 2024 aluminum alloy after equal-channel angular pressing. *Journal of Materials Processing Technology* 159 (2005), 314-320.
- MÁTHIS, K., RAUCH, E.F.: Microstructural characterization of a fine-grained ultra low carbon steel. *Materials Science and Engineering A* 462 (2007), 248-252.
- MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K.: *Mechanical metallurgy: Principles and Applications*. Prentice Hall (1983), ISBN 978-0135698631.
- MOLODOVA, X., GOTTSTEIN, G., WINNING, M., HELLMIG, R.J.: Thermal stability of ECAP processed pure copper. *Materials Science and Engineering A* 460-461 (2007), 204-213.
- MÜLLER, C., BOHN, T., BRUDER, E., BRUDER, T., LANDERSHEIM, V., EL DSOKI, C., GROCHE, P., VELEVA, D.: Severe plastic deformation by linear flow splitting. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), 842-854.
- MULYUKOV, KH.YA., KHAPHIZOV, S.B., VALIEV, R.Z.: Grain boundaries and saturation magnetization in submicron grained nickel. *Physica Status Solidi (a)* 133 (1992), 447-454.
- NAKASHIMA, K., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T.G.: Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing. *Acta Materialia* 46 (1998), 1589-1599.
- NIEH, T.G., WADSWORTH, J.: Hall-Petch relation in nanocrystalline solids. *Scripta Metallurgica et Materialia* 25 (1991), 955-958.

- PARK, K.-T., KIM, Y.-S., LEE, J.G., SHIN, D.H.: Thermal stability and mechanical properties of ultrafine grained low carbon steel. *Materials Science and Engineering A* 293 (2000), 165-172.
- PETCH N.J.: The cleavage strength of polycrystals, *J. Iron Steel* 174 (1953), 25.
- PRANGNELL, P.B., BOWEN, J.R., GHOLINIA, A.: The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe plastic deformation. *Proc. of the 22nd Risø Int. Symp. on Materials Science*, edited by Dinesen, A.R., Eldrup, M., Juul Jensen, D., Linderøth, S., Pederson, T.B., Pryds, N.H., Schrøder Pedersen, A., Wert, J.A., Risø National Laboratory, Roskilde, Denmark (2001), 105-126.
- RAAB, G.J., VALIEV, R.Z., LOWE, T.C., ZHU, Y.T.: Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform. *Materials Science and Engineering A* 382 (2004), 30-34.
- REHANIAN, M., EBRAHIMI, R., TSUJI, N., MOSHKAR, M.M.: Analysis of the mechanical properties and deformation behavior of nanostructured commercially pure Al processed by equal channel angular pressing (ECAP). *Materials Science and Engineering A* 473 (2008), 189-194.
- ROVEN, H.J., NESBOE, H., WERENSKIOLD, J.C., SEIBERT, T.: Mechanical properties of aluminium alloys processed by SPD: Comparison of different alloy systems and possible product areas. *Materials Science and Engineering A* 410-411 (2005), 426-429.
- SABIROV, I., ESTRIN, Y., BARNETT, M.R., TIMOKHINA, I., HODGSON, P.D.: Enhanced tensile ductility of an ultra-fine-grained aluminum alloy. *Scripta Materialia* 58 (2008), 163-166.
- SAITO, Y., TSUJI, N., UTSUNOMIYA, H., SAKAI, T., HONG, R.G.: Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 39 (1998), 1221-1227.

- SAITO, Y., UTSUNOMIYA, H., TSUJI, N., SAKAI, T.: Novel ultra-high straining process for bulk materials – Development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia* 47 (1999), 579-583.
- SAKAI, G., HORITA, Z., LANGDON, T.G.: Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A* 393 (2005), 344-351.
- SANDERS, P.G., EASTMAN, J.A., WEERTMAN, J.R.: Elastic and tensile behavior of nanocrystalline copper and palladium. *Acta Materialia* 45 (1997), 4019-4025.
- SCHUH, C.A., NIEH, T.G., YAMASAKI, T.: Hall-Petch breakdown manifested in abrasive wear resistance of nanocrystalline nickel. *Scripta Materialia* 46 (2002), 735-740.
- SCHUH, C.A., NIEH, T.G., IWASAKI, I.: The effect of solid solution W additions on the mechanical properties of nanocrystalline Ni. *Acta Materialia* 51 (2003), 431-443.
- SCHUSTER, J.: *Thermische Langzeitstabilität der Gefüge in Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen*. Diplomarbeit am Fachgebiet Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2009).
- SHIN, D.H., PARK, K.-T.: Ultrafine grained steels processed by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A* 410-411 (2005), 299-302.
- SON, Y.I., LEE, Y.K., PARK, K.-T., LEE, C.S., SHIN, D.H.: Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: Microstructure and tensile properties. *Acta Materialia* 53 (2005), 3125-3134.

- STOLYAROV, V.V., ZHU, Y.T., ALEXANDROV, I.V., LOWE, T.C., VALIEV, R.Z.: Influence of ECAP routes on the microstructures and properties of pure Ti. *Materials Science and Engineering A* 299 (2001a), 59-67.
- STOLYAROV, V.V., ZHU, Y.T., LOWE, T.C., VALIEV, R.Z.: Microstructure and properties of pure Ti processed by ECAP and cold extrusion. *Materials Science and Engineering A* 303 (2001b), 82-89.
- SUS-RYSZKOWSKA, M., WEJRZANOWSKI, T., PAKIELA, Z., KURZYDLOWSKI, K.J.: Microstructure of ECAP severely deformed iron and its mechanical properties. *Materials Science and Engineering A* 369 (2004), 151-156.
- VAN SWYGENHOVEN, H., SPACZER, M., CARO, A.: Microscopic description of plasticity in computers generated metallic nanophase samples: a comparison between Cu and Ni. *Acta Materialia* 47 (1999), 3117-3126.
- TAO, N.R., WANG, Z.B., TONG, W.P., SUI, M.L., LU, J., LU, K.: An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment. *Acta Materialia* 50 (2002), 4603-4616.
- TERLINDE, G.: *Einfluß von Korngröße und Teilchenhärtung auf Versetzungsaufstauungen und Bruch in einer Ti-Al-Legierung*. Dissertation am Institut für Werkstoffe in der Abteilung für Maschinenbau der Ruhr-Universität Bochum (1978).
- THAM, Y.W., FU, M.W., HNG, H.H., YONG, M.S., LIM, K.B.: Bulk nanostructured processing of aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 192-193 (2007), 575-581.
- TODAKA, Y., UMEMOTO, M., YIN, J., LIU, Z., TSUCHIYA, K.: Role of strain gradient on grain refinement by severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A* 462 (2007), 264-268.



- TSUJI, N., SAITO, Y., UTSUNOMIYA, H., TANIGAWA, S.: Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia* 40 (1999), 795-800.
- TSUJI, N., ITO, Y., SAITO, Y., MINAMINO, Y.: Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. *Scripta Materialia* 47 (2002), 893-899.
- VALIEV, R.Z., MULYUKOV, R.R., OVCHINNIKOV, V.V., SHABASHOV, V.A.: Mössbauer analysis of submicrometer grained iron. *Scripta Metallurgica et Materialia* 25 (1991), 841. 2717-2722.
- VALIEV, R.Z., IVANISENKO, YU.V., RAUCH, E.F., BAUDELET, B.: Structure and deformation behaviour of ARMCO iron subjected to severe plastic deformation. *Acta Materialia* 44 (1996), 4705-4712.
- VALIEV, R.Z.: Structure and mechanical properties of ultrafine-grained metals. *Materials Science and Engineering A* 234-236 (1997), 59-66.
- VALIEV, R.Z., ISLAMGALIEV, R.K., ALEXANDROV, I.V.: Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science* 45 (2000), 103-189.
- VALIEV, R.Z., ALEXANDROV, I.V., ZHU, Y.T., LOWE, T.C.: Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation. *Journal of Materials Research* 17 (2002a), 5-8.
- VALIEV, R.Z.: Nanomaterial Advantage. *Nature* 419 (2002b), 887-889.
- VALIEV, R.Z., SERGUEEVA, A.V., MUKHERJEE, A.K.: The effect of annealing on tensile deformation behavior of nanostructured SPD titanium. *Scripta Materialia* 49 (2003), 669-674.

- VALIEV, R.Z., ESTRIN, Y., HORITA, Z., LANGDON, T.G., ZEHETBAUER, M.J., ZHU, Y.T.: Producing ultrafine-grained materials by severe plastic deformation. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society* April (2006), 33-39.
- VOLPP, T., GÖRING, E., KUSCHKE, W.-M., ARZT, E.: Grain size determination and limits to Hall-Petch behavior in nanocrystalline NiAl powders. *NanoStructured Materials* 8 (1997), 855-865,
- WANG, Y.M., MA, E.: Strain hardening, strain rate sensitivity, and ductility of nanostructured metals. *Materials Science and Engineering A* 375-377 (2004a), 46-52.
- WANG, Y.M., MA, E.: Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal. *Acta Materialia* 52 (2004b), 1699-1709.
- WEGST, C.W.: *Stahlschlüssel*. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH (1998), ISBN 3-922599-14-1.
- WEI, Q., CHENG, S., RAMESH, K.T., MA, E.: Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: fcc versus bcc metals. *Materials Science and Engineering A* 381 (2004), 71-79.
- XU, C., XIA, K., LANGDON, T.G.: The role of back pressure in the processing of pure aluminum by equal-channel angular pressing. *Acta Materialia* 55 (2007), 2351-2360.
- YAPICI, G.G., KARAMAN, I., MAIER, H.J.: Mechanical flow anisotropy in severely deformed pure titanium. *Materials Science and Engineering A* 434 (2006), 294-302.
- YOON, S.C., SEO, M.H., KRISHNAIAH, A., KIM, H.S.: Finite element analysis of rotary-die equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A* 490 (2008), 289-292.

- YU, C.Y., KAO, P.W., CHANG, C.P.: Transition of tensile deformation behaviors in ultrafine-grained aluminum. *Acta Materialia* 53 (2005), 4019-4028.
- ZHAO, M.-C., YIN, F., HANAMURA, T., NAGAI, K., ATRENS, A.: Relationship between yield strength and grain size for a bimodal structural ultrafine-grained ferrite/cementite steel. *Scripta Materialia* 57 (2007), 857-860.
- ZHAO, Y.H., LIAO, X.Z., JIN, Z., VALIEV, R.Z., ZHU, Y.T.: Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing. *Acta Materialia* 52 (2004), 4589-4599.
- ZHAO, Y.H., ZHU, Y.T., LIAO, X.Z., HORITA, Z., LANGDON, T.G.: Influence of stacking fault energy on the minimum grain size achieved in severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A* 463 (2007), 22-26.
- ZHAO, Y.H., GUO, Y.Z., WIE, Q., DANGELEWICZ, A.M., XU, C., ZHU, Y.T., LANGDON, T.G., ZHOU, Y.Z., LAVERNIA, E.J.: Influence of specimen dimensions on their tensile behavior of ultrafine-grained Cu. *Scripta Materialia* 59 (2008), 627-630.
- ZHILYAEV, A.P., KIM, B.-K., NURISLAMOVA, G.V., BARÓ, M.D., SZPUNAR, J.A., LANGDON, T.G.: Orientation imaging microscopy of ultrafine-grained nickel. *Scripta Materialia* 46 (2002), 575-580.
- ZHILYAEV, A.P., NURISLAMOVA, G.V., KIM, B.-K., BARÓ, M.D., SZPUNAR, J.A., LANGDON, T.G.: Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion. *Acta Materialia* 51 (2003), 753-765.
- ZHILYAEV, A.P., KIM, B.-K., SZPUNAR, J.A., BARÓ, M.D., LANGDON, T.G.: The microstructural characteristics of ultrafine-grained nickel. *Materials Science and Engineering A* 391 (2005), 377-389.

ZHU, Y.T., LOWE, T.C.: Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process. *Materials Science and Engineering A* 291 (2000), 46-53.

ZHU, Y.T., LOWE, T.C., LANGDON, T.G.: Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia* 51 (2004), 825-830.

## Eigene Veröffentlichungen

EL DSOKI, C., LANDERSHEIM, V., KAUFMANN, H., BRUDER, T., KRUG, P., BOHN, T., MÜLLER, C.: Zyklisches Werkstoffverhalten sprühkompaktierter Aluminiumwerkstoffe. Kennwerte für die Bauteilbemessung: Von der Probe zum Bauteil. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37 (2006), 1006-1017.

BOHN, T., BRUDER, E., MÜLLER, C.: Gefüge und mechanische Eigenschaften von Spaltprofilen aus ZStE 500. *Tagungsband 1. Zwischenkolloquium Sonderforschungsbereich 666*, edited by Groche, P., Meisenbach Verlag, Bamberg, Germany (2007), ISBN 978-3-87525-252-1, pp. 97-102.

MÜLLER, C., BOHN, T., BRUDER, E., BRUDER, T., LANDERSHEIM, V., EL DSOKI, C., GROCHE, P., VELEVA, D.: Severe plastic deformation by linear flow splitting. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), 842-854.

BOHN, T., BRUDER, E., MÜLLER, C.: Formation of ultrafine-grained microstructure in HSLA steel profiles by linear flow splitting. *Journal of Materials Science* (2007), DOI 10.1007/s10853-008-2682-2.

LANDERSHEIM, V., EL DSOKI, C., HANSELKA, H., BRUDER, T., VELEVA, D., GROCHE, P., BOHN, T., MÜLLER, C., NIESTONY, A.: Numerical fatigue strength evaluation of inhomogeneous, linear flow split profiles. *Proceedings of the ASME 2008, International Design Engineering Technical Conference & Computers and Information in Engineering Conference*, August 3-6, 2008, Brooklyn, New York.

MÜLLER, C., BOHN, T., BRUDER, E., GROCHE, P.: UFG-microstructures by linear flow splitting. *Materials Science Forum* 584-586 (2008), 68-73.

BRUDER, E., BOHN, T., MÜLLER, C.: Properties of UFG HSLA steel profiles produced by linear flow splitting. *Materials Science Forum* 584-586 (2008), 661-666.

MÜLLER, C., BOHN, T., BRUDER, E., HIRSCH, N., BIRKHOFER, H.: Linear flow splitting – profile properties and their implementation in product development. *Proceedings of the ICTP 2008, 9th International Conference on Technology of Plasticity*, September 7-11, 2008, Gyeongju, Korea, 774-779.

BOHN, T., BRUDER, E., MÜLLER, C.: Charakteristische Eigenschaften von Spaltprofilen. *Tagungsband 2. Zwischenkolloquium des Sonderforschungsbereichs 666*, edited by Groche, P., Meisenbach Verlag, Bamberg, Germany (2008), ISBN 978-3-87525-283-5, 91-96.

BRUDER, E., BOHN, T., RULLMANN, F., MÜLLER, C.: Severe Deformation by Linear Flow Splitting of Low Alloyed Steels, *2009 TMS Annual Meeting & Exhibition, Supplemental Proceedings*, Vol. 3, General Paper Selection (2009), 199-206.

# Lebenslauf

Tilman Bohn

Teichhausstraße 48, 64287 Darmstadt

Geboren am 23. September 1979 in Münsingen

## Schulbildung

07/1986 – 06/1990      Grundschule, Schillerschule Münsingen

07/1990 – 06/1999      Gymnasium Münsingen

## Zivildienst

09/1999 – 07/2000      KBF Mössingen, Sonderschulkindergarten  
Münsingen

## Universitäre Bildung

10/2000 – 02/2006      Studium der Materialwissenschaft an der  
Technischen Universität Darmstadt

09/2005 – 02/2006      Diplomarbeit im Fachgebiet Physikalische  
Metallkunde mit dem Thema: *Vergleich zweier  
Methoden zur Bestimmung lokaler Umformgrade  
verzweigter Blechstrukturen*

Abschluss als Diplom-Ingenieur

04/2006 – 07/2009      Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Doktorand im  
Fachgebiet Physikalische Metallkunde

Tilman Bohn  
Teichhausstraße 48  
64287 Darmstadt

## **Eidesstattliche Erklärung**

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich meine Dissertation selbstständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe.

Ich habe noch keinen Promotionsversuch unternommen.

Darmstadt, im September 2009



# Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Zeitraum von März 2006 bis Juli 2009 am Institut für Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt angefertigt. Sie entstand im Rahmen des DFG-Sonderforschungsbereichs SFB 666 „Integrale Blechbauweisen höherer Verzweigungsordnung – Entwicklung, Fertigung, Bewertung“. Allen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, möchte ich an dieser Stelle meinen herzlichen Dank aussprechen, insbesondere:

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. C. Müller für die hervorragende fachliche und persönliche Betreuung. Die allzeitige Diskussionsbereitschaft und die richtungsweisenden Impulse haben ganz wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen;

Herrn Prof. Dr. J. Eckert und Herrn Prof. Dr. M. Heilmaier für die Möglichkeit, diese Arbeit unter ihrer Fachgebietsleitung durchzuführen;

Herrn Prof. Dr. J. Rödel vom Fachgebiet Nichtmetallisch-Anorganische Werkstoffe der TU Darmstadt für die Übernahme des Koreferats;

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl. Wirtsch.-Ing. P. Groche vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt für die stets fruchtbare Kooperation mit seinem Institut;

Frau C. Wasmund, Frau P. Neuhäusel, Frau U. Kunz und Herrn H. Lehmann für die Unterstützung bei der Probenpräparation und der mechanischen Werkstoffprüfung;

Herrn E. Bruder und Herrn A. Kriegsmann für die allzeitige Hilfs- und Diskussionsbereitschaft und die angenehme Arbeitsatmosphäre;

Herrn D. Vucic, Herrn J. Ringler, Herrn C. Ludwig und Herrn W. Schmitt für die Herstellung der Spaltprofile und ihre Unterstützung bei maschinenbaulichen Fragen;

Herrn J. Korzer, Herrn J. Geißler und ihren Mitarbeitern für die Herstellung der Werkstücke und Proben;

Frau T. Geminger, Herrn J. Niehuesbernd und Herrn B. Peter für die Probenpräparation;

Allen Mitarbeitern des Instituts für Physikalische Metallkunde für die gute Zusammenarbeit und die freundliche Atmosphäre;

Stephanie, für das entgegengebrachte Vertrauen und den Rückhalt in jeder Situation;

Meinen Eltern, die mich zu jedem Zeitpunkt der Arbeit unterstützten und förderten.